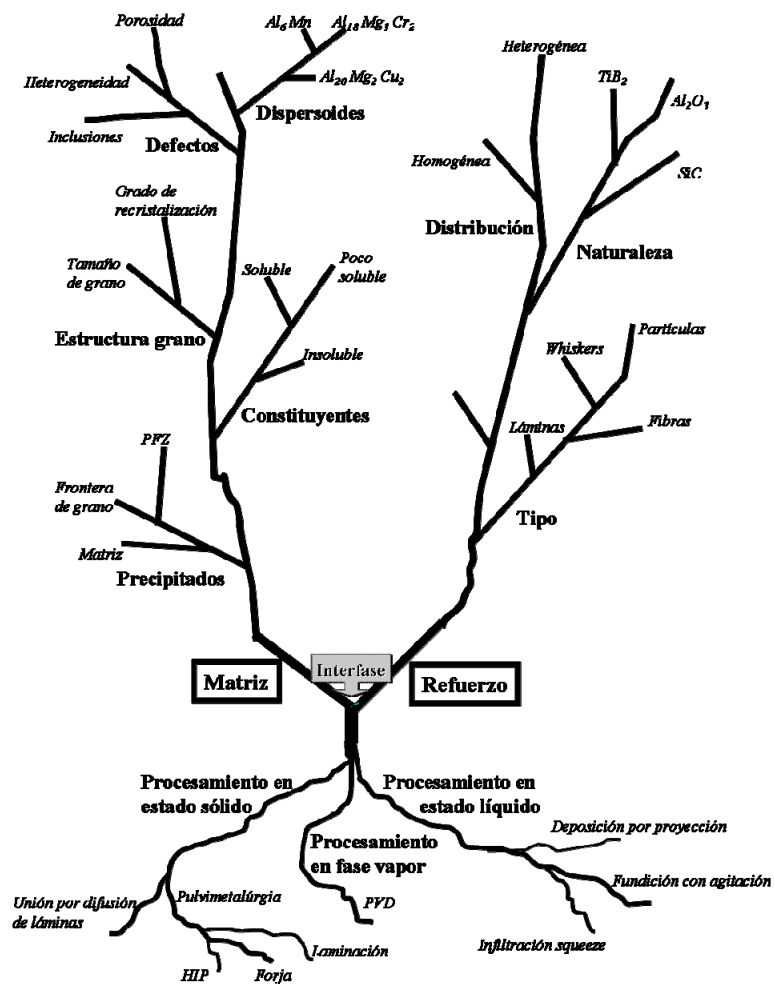


ADVERTIMENT. La consulta d'aquesta tesi queda condicionada a l'acceptació de les següents condicions d'ús: La difusió d'aquesta tesi per mitjà del servei TDX (www.tesisenxarxa.net) ha estat autoritzada pels titulars dels drets de propietat intel·lectual únicament per a usos privats emmarcats en activitats d'investigació i docència. No s'autoritza la seva reproducció amb finalitats de lucre ni la seva difusió i posada a disposició des d'un lloc aliè al servei TDX. No s'autoritza la presentació del seu contingut en una finestra o marc aliè a TDX (framing). Aquesta reserva de drets afecta tant al resum de presentació de la tesi com als seus continguts. En la utilització o cita de parts de la tesi és obligat indicar el nom de la persona autora.

ADVERTENCIA. La consulta de esta tesis queda condicionada a la aceptación de las siguientes condiciones de uso: La difusión de esta tesis por medio del servicio TDR (www.tesisenred.net) ha sido autorizada por los titulares de los derechos de propiedad intelectual únicamente para usos privados enmarcados en actividades de investigación y docencia. No se autoriza su reproducción con finalidades de lucro ni su difusión y puesta a disposición desde un sitio ajeno al servicio TDR. No se autoriza la presentación de su contenido en una ventana o marco ajeno a TDR (framing). Esta reserva de derechos afecta tanto al resumen de presentación de la tesis como a sus contenidos. En la utilización o cita de partes de la tesis es obligado indicar el nombre de la persona autora.

WARNING. On having consulted this thesis you're accepting the following use conditions: Spreading this thesis by the TDX (www.tesisenxarxa.net) service has been authorized by the titular of the intellectual property rights only for private uses placed in investigation and teaching activities. Reproduction with lucrative aims is not authorized neither its spreading and availability from a site foreign to the TDX service. Introducing its content in a window or frame foreign to the TDX service is not authorized (framing). This rights affect to the presentation summary of the thesis as well as to its contents. In the using or citation of parts of the thesis it's obliged to indicate the name of the author

EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LAS PROPIEDADES DE MATERIALES COMPUESTOS BASE ALUMINIO



Enrique Martín Fuentes

TESIS DOCTORAL

EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LAS PROPIEDADES DE MATERIALES COMPUESTOS BASE ALUMINIO

Enrique Martín Fuentes

Memoria de Tesis presentada para optar
al grado de Doctor en Ingeniería
por la Universitat Politècnica de Catalunya.

Dirigida por el Dr. Antonio Forn Alonso

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería
Metalúrgica
Centro de Diseño de Aleaciones Ligeras y Tratamientos de
Superficie
Escuela Politécnica Superior de Ingeniería de Vilanova i la Geltrú
Universitat Politècnica de Catalunya

Septiembre de 2007



Departament de Ciència dels
Materials i Enginyeria Metal·lúrgica

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA



5.4. COMPORTAMIENTO A FATIGA

En este apartado se procede al estudio del comportamiento a fatiga, a temperatura ambiente, de los diferentes materiales. Se analiza la influencia del refuerzo y de los defectos en los mecanismos de daño.

5.4.1. Aleación A359 T6

Para los materiales de fundición, los ensayos de fatiga se han efectuado para el material en estado T6. Los resultados muestran que la resistencia a la fatiga es mayor cuanto mayor sea el valor de la relación de tensiones, R (Fig. 5.144 y Tabla 5.34).

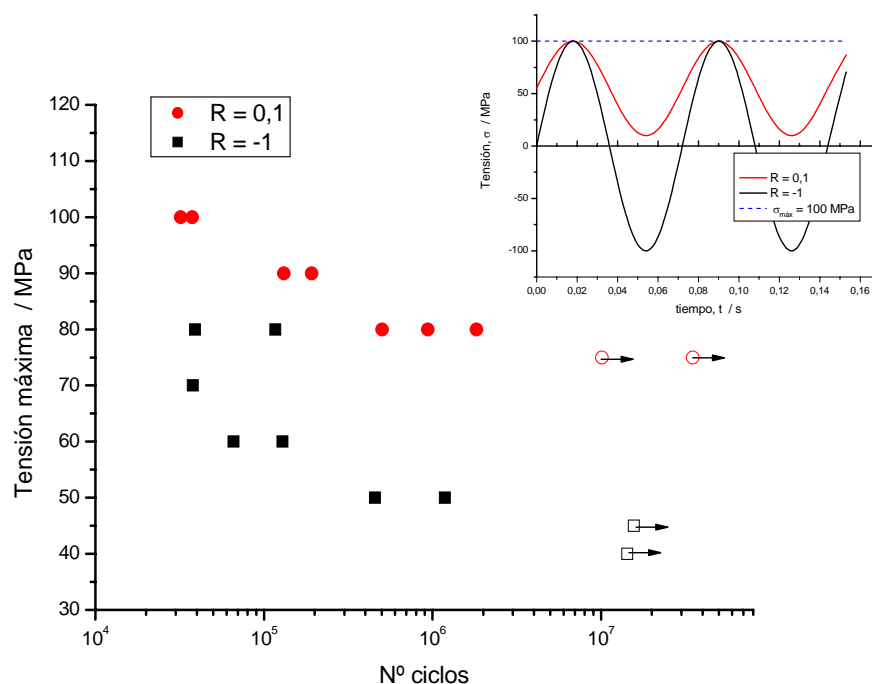


Fig. 5.144. Gráficas S-N para el material A359 T6.

Así mismo es de destacar la diferencia entre el valor umbral de la relación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_{th} , y el valor efectivo de dicha relación, $\Delta K_{eff\ th}$ (Figs. 5.145 y 5.146 y Tabla 5.34).

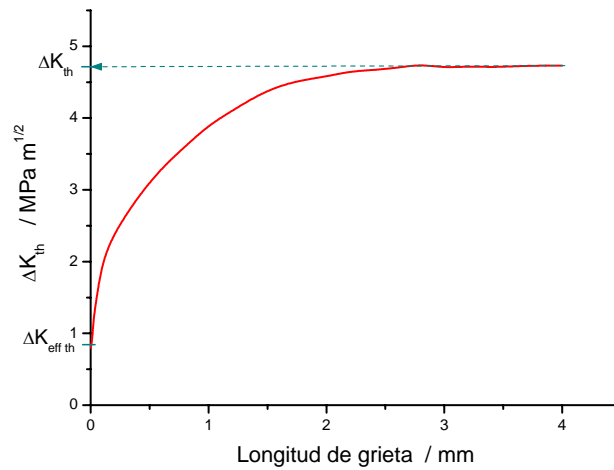


Fig. 5.145. Variación de la relación del factor de intensidad de tensiones, en función de la longitud de grieta, para el material A359 T6 y para $R = 0,1$.

Tabla 5.34. Resultados experimentales de los ensayos de fatiga para la aleación A359 T6.

R	Límite de fatiga, σ_{Fi} a 10^7 ciclos /MPa	$\Delta K_{eff th}$ / Mpa $m^{1/2}$	ΔK_{th} / Mpa $m^{1/2}$	Ley de Paris	
				C ($\times 10^{-7}$)	m
0,1	70	0,8 – 0,9	4,6 – 5,1	34,6	2,9
-1	37	-	-	-	-

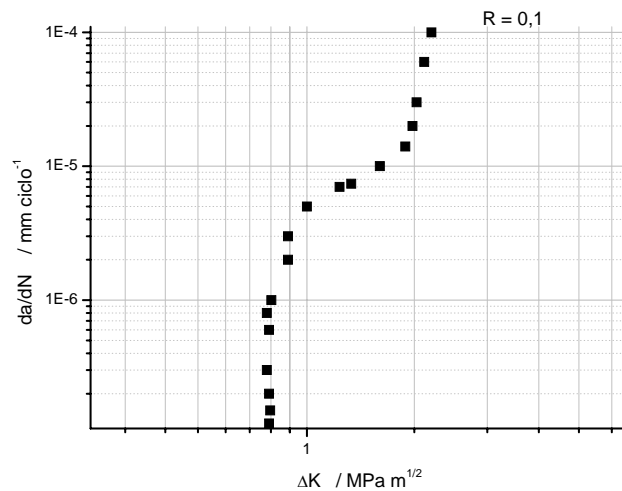


Fig. 5.146. Crecimiento de grietas en A359 T6 para $R = 0,1$.

5.4.2. Material compuesto A359/SiC/20p T6

Los ensayos de fatiga se realizaron para las mismas condiciones que para la aleación A359. El límite de fatiga y el valor umbral efectivo de la relación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_{th} , son superiores a los de la aleación monolítica A359 T6 (Figs. 5.147, 5.148 y 5.149 y Tabla 5.35).

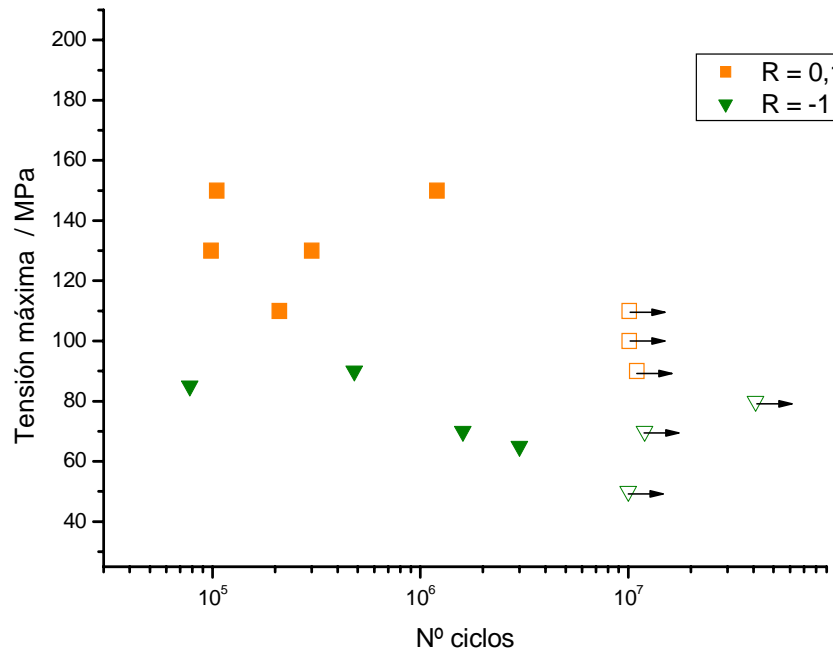


Fig. 5.147. Gráficas S-N para el material A359/SiC/20p T6.

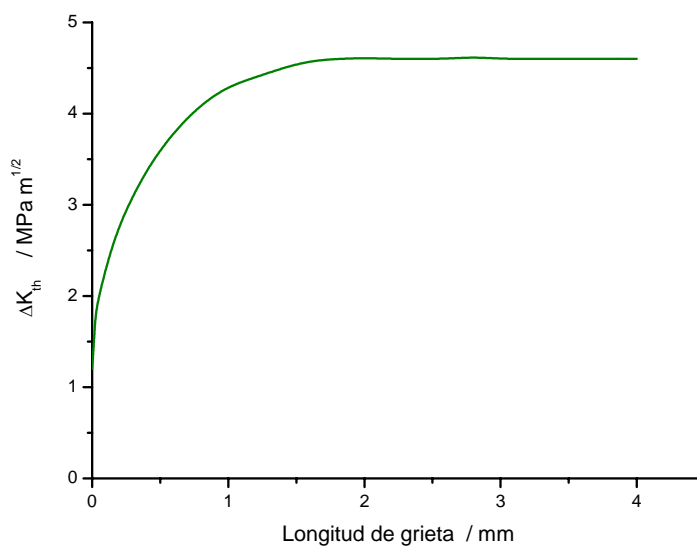


Fig. 5.148. Variación de la relación del factor de intensidad de tensiones, en función de la longitud de grieta, para el material A359/SiC/20p T6 y para $R = 0,1$.

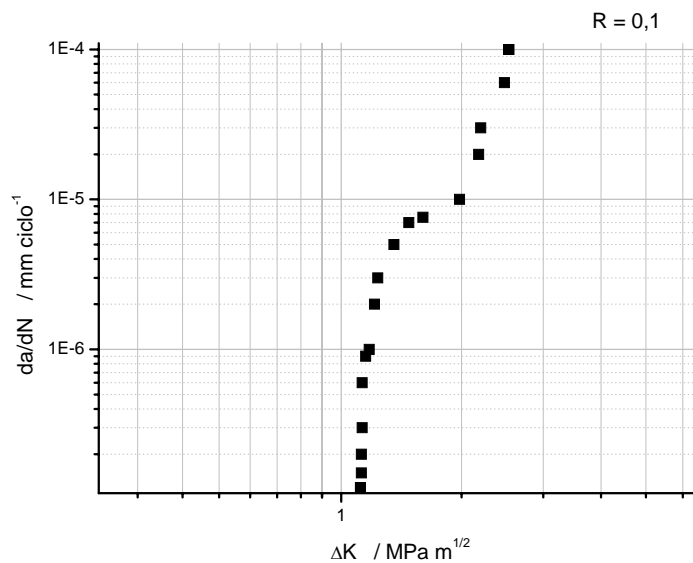


Fig. 5.149. Crecimiento de grietas en A359/SiC/20p T6 para $R = 0,1$.

Tabla 5.35. Resultados experimentales de los ensayos de fatiga para el material A359/SiC/20p T6.

R	Límite de fatiga, $\sigma_{F,1}$ a 10^7 ciclos /MPa	$\Delta K_{\text{eff th}}$ / Mpa $\text{m}^{1/2}$	ΔK_{th} / Mpa $\text{m}^{1/2}$	Ley de Paris	
				C ($\times 10^{-7}$)	m
0,1	90	1,2 – 1,3	4,5 – 5,0	20,8	3,3
-1	50	-	-	-	-

Las superficies de fractura de las diferentes probetas estudiadas muestran una elevada rugosidad (Figs. 5.150 y 5.152) indicando un recorrido de las grietas de fatiga muy tortuoso. También se pone de evidencia la rotura de las partículas de SiC de gran tamaño (Fig. 5.151).

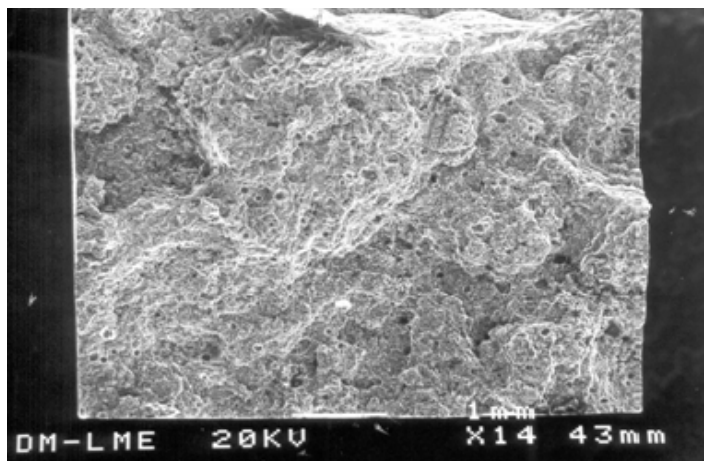


Fig. 5.150. Aspecto general de la superficie de probeta de fatiga del componente A359/SiC/20p T6.

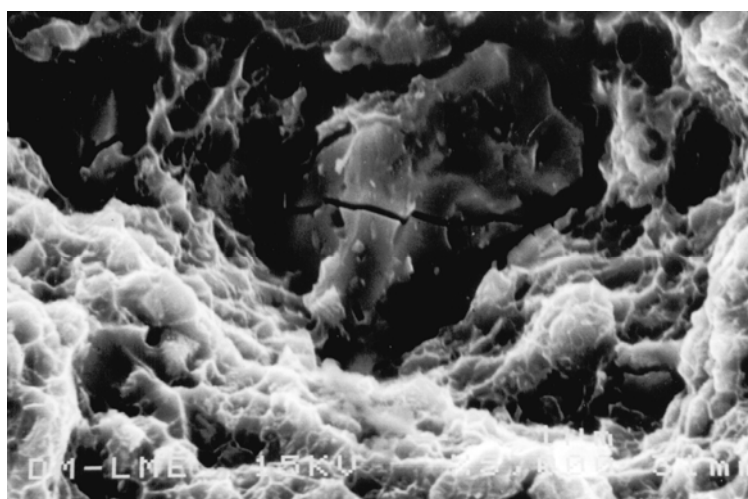


Fig. 5.151. Superficie de probeta de fatiga del componente A359/SiC/20p T6 mostrando microductilidad en la matriz y partículas de SiC fracturadas.

También se aprecia la presencia generalizada de defectos en forma de porosidad de gran tamaño y de óxidos de aluminio atrapados (Fig. 5.152), similares todos ellos a los detectados en las superficies de fractura de las probetas de tracción (Figs. 5.84, 5.85 y 5.86).

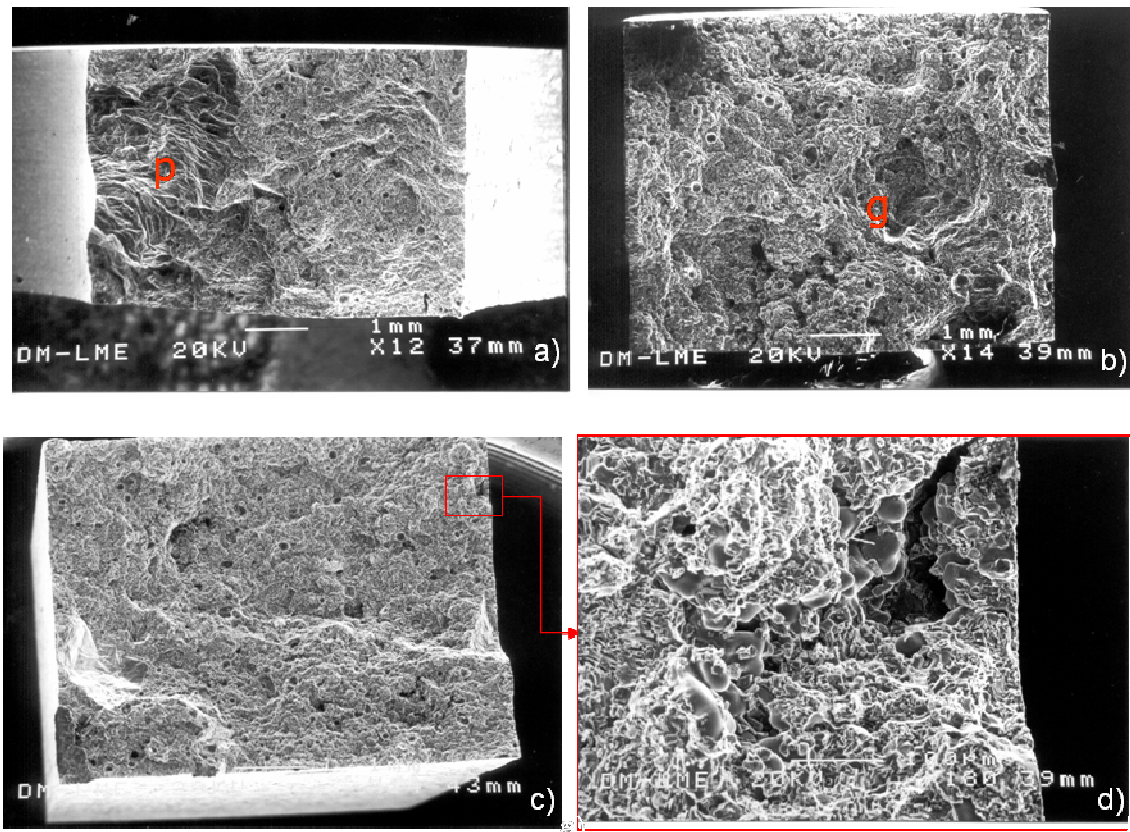


Fig. 5.152. Probetas de fatiga del componente A359/SiC/20p T6: a) óxido atrapado, **p**; b) y c) porosidad generalizada, **g**; y d) rechupe, ampliación de la zona marcada en c..

El diagrama de Kitagawa muestra la insensibilidad a fatiga de este material para defectos menores a $100\ \mu\text{m}$ (Fig. 5.153). Este tamaño podría considerarse como valor máximo de defectos para poder realizar el diseño a fatiga bajo el criterio de diseño a vida infinita, criterio que implica la no propagación de grietas existentes (defectos) para valores de ΔK inferiores al valor umbral.

En consecuencia, la resistencia a la fatiga de este material se verá fuertemente condicionada por los defectos detectados, dado que superan estos valores mínimos.

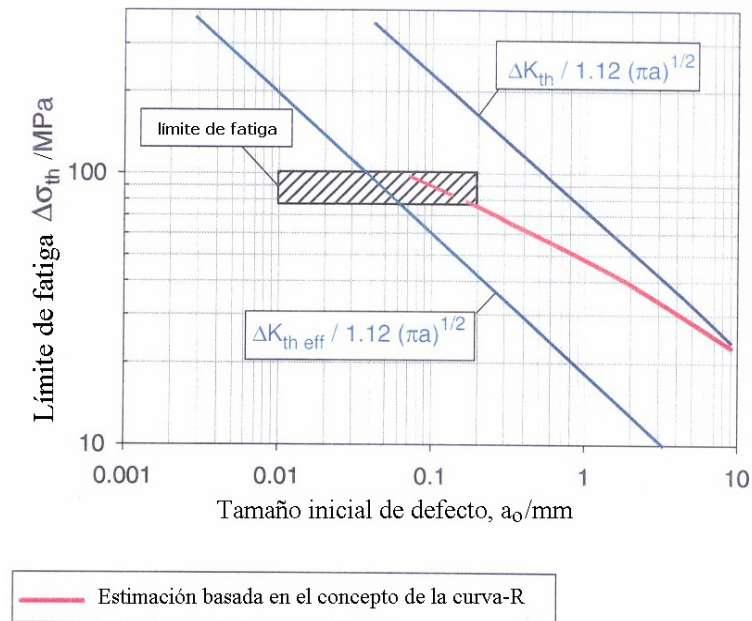


Fig. 5.153. Diagrama de Kitagawa para el material A359/SiC/20p T6, R = 0,1.

5.4.3. Aleación A2124 T4

Para los materiales de forja, los ensayos de fatiga se han efectuado para el material en estado T4. Los resultados muestran que la resistencia a la fatiga es superior cuanto mayor es la relación de tensiones, R (Fig. 5.154 y Tabla 5.36).

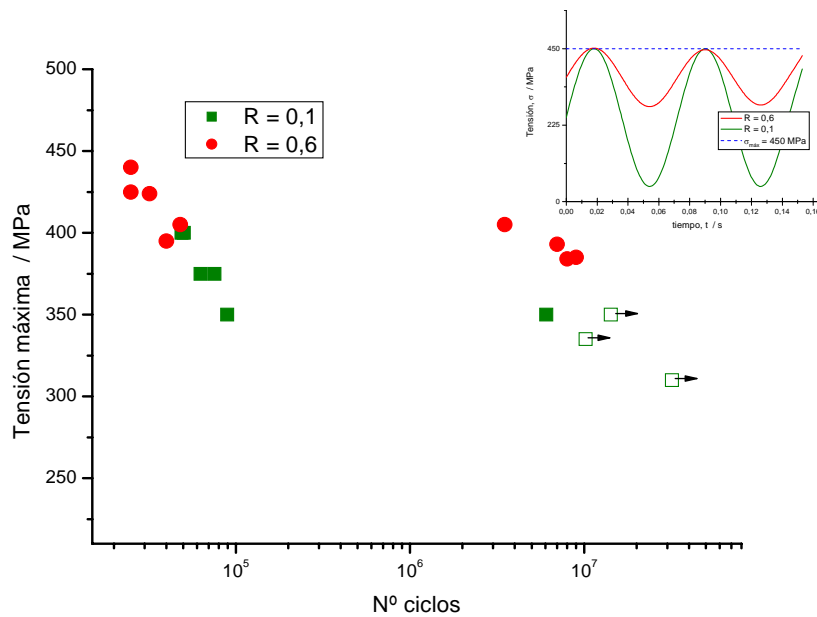


Fig. 5.154. Gráficas S-N para el material A2124 T4, dirección L.

Los valores de la relación del factor umbral de intensidad de tensiones, ΔK_{th} (Figs. 5.155 y 5.156), y el valor efectivo de dicha relación, $\Delta K_{eff\ th}$, muestran una pequeña diferencia (Tabla 5.36), siendo similares estos últimos a los de la aleación A359 T6 (Tabla 5.34).

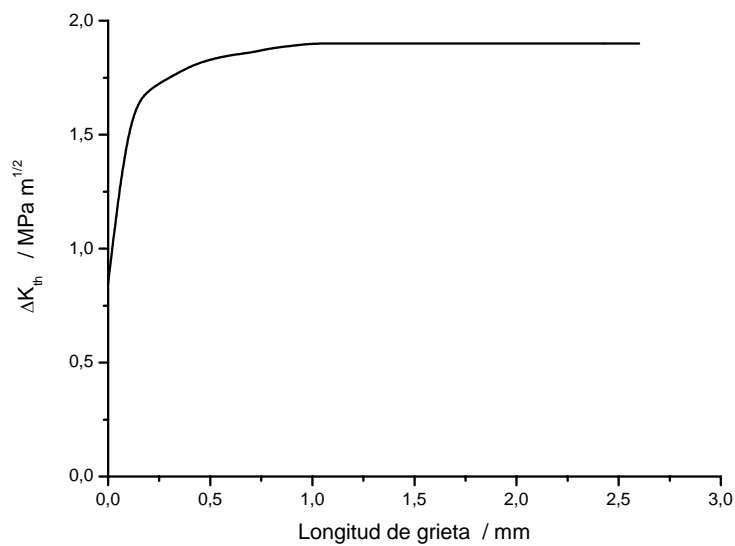


Fig. 5.155. Variación de la relación del factor de intensidad de tensiones, en función de la longitud de grieta, para el material A2124 T4 y para $R = 0,1$.

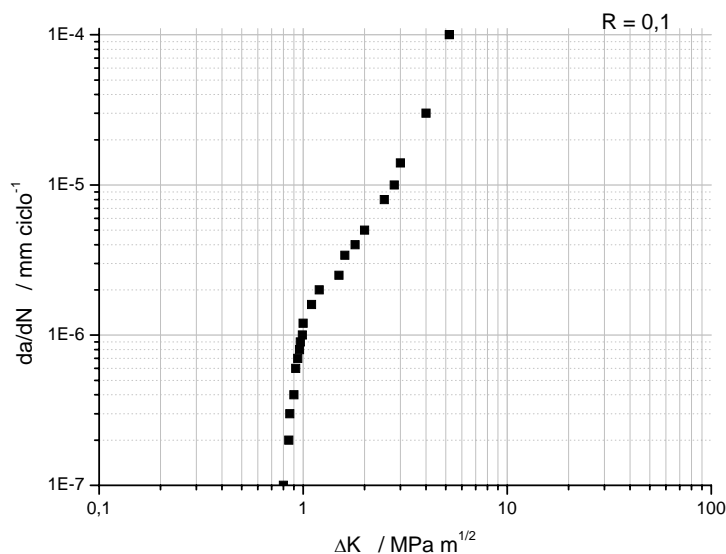


Fig. 5.156. Crecimiento de grietas en A2124 T4 para $R = 0,1$.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Tabla 5.36. Resultados experimentales de los ensayos de fatiga para la aleación A2124 T4.

R	Límite de fatiga, σ_F , a 10^7 ciclos /MPa	$\Delta K_{\text{eff th}}$ / Mpa m ^{1/2}	ΔK_{th} / Mpa m ^{1/2}	Ley de Paris	
				C ($\times 10^{-7}$)	m
0,1	335	0,8 – 0,9	1,7 – 1,8	10,3	2,3
0,6	375	-	-	-	-

La superficie de las probetas muestra un mecanismo característico del proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de hoyuelos (Fig.5.157), similar al mecanismo descrito para las probetas de tracción (Fig. 5.111). En el interior de algunos hoyuelos se detecta la presencia de compuestos de Al y Cu, probablemente Cu_2Al (Fig. 5.157b).

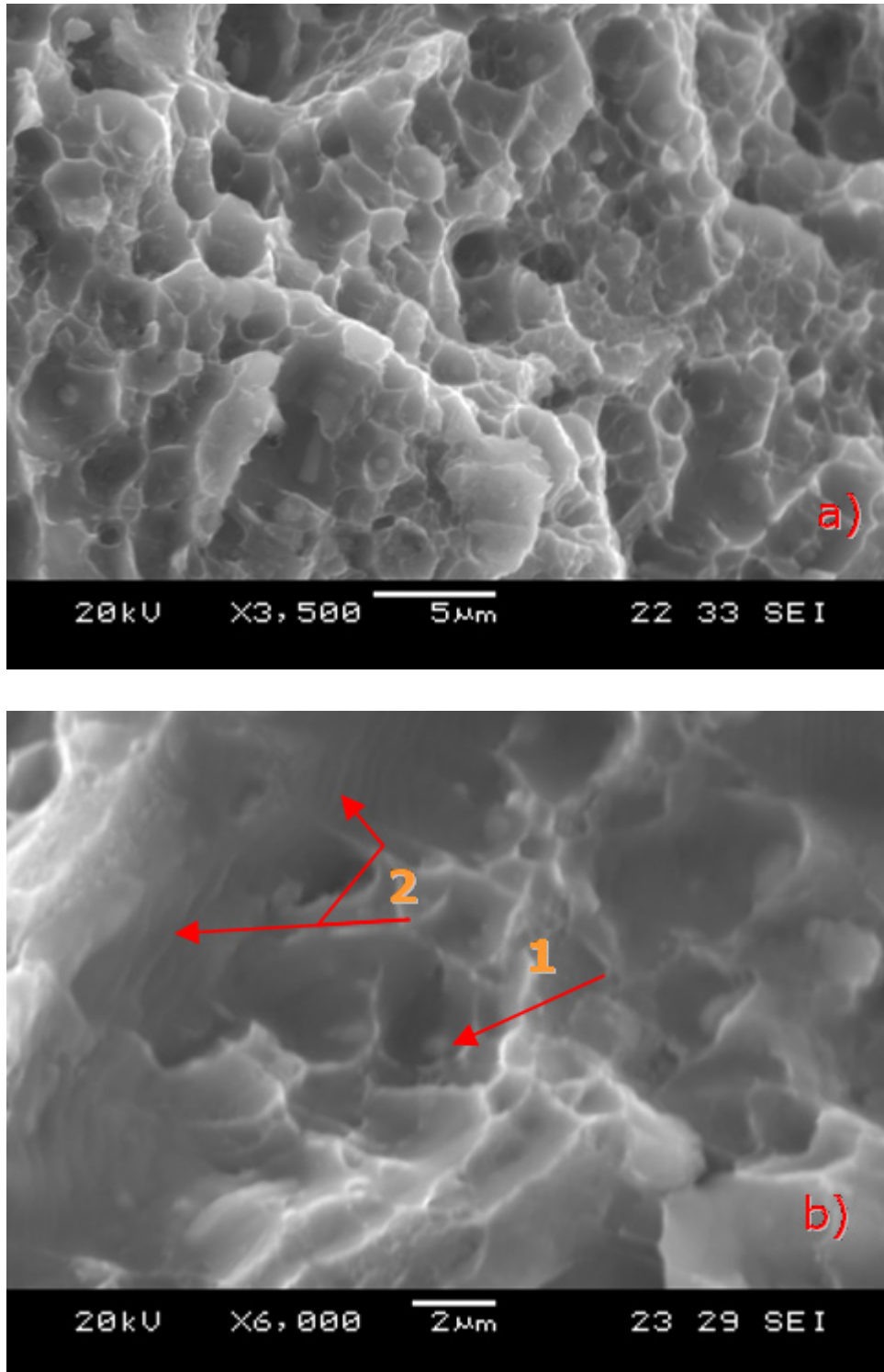


Fig. 5.157. Superficie de probeta de fatiga de la aleación A2124 T4 en una zona de transición del régimen de Paris a fractura final. Probeta fracturada a 1619900 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 400 MPa y para una R de 0,6: a) aspecto general y b) ampliación mostrando precipitados en el interior de las micro cavidades, 1, y estrías de fatiga, 2.

5.4.4. Material compuesto A2124/SiC/17p T4

Los ensayos de fatiga se han realizado para el material en estado T4. En las condiciones estudiadas no se ha observado una diferencia en la resistencia a la fatiga con la variación de la relación de tensiones en el régimen de elevado número de ciclos (Fig. 5.158 y Tabla 5.37). En el régimen de bajo n° de ciclos es mejor el comportamiento a fatiga para valores mayores de R.

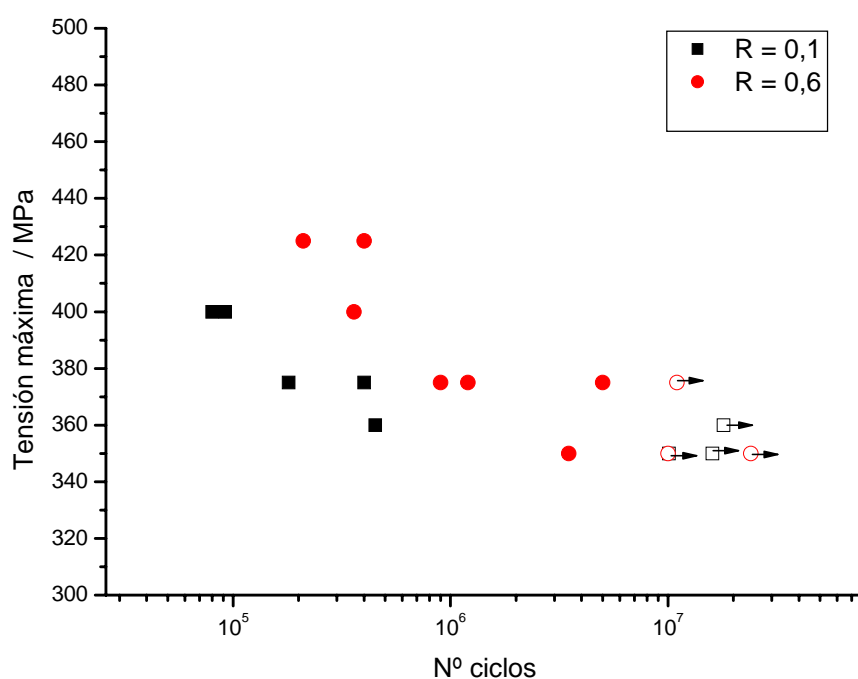


Fig. 5.158. Gráficas S-N para el material A2124/SiC/17p T4, dirección L

El valor umbral de la relación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_{th} (Figs. 5.159 y 5.160), y del valor efectivo de dicha relación, $\Delta K_{eff_{th}}$ (Tabla 5.37), muestran una diferencia entre ambos algo mayor a la observada en la aleación A2124 T4 (Tabla 5.36), siendo menores a la diferencia señalada para el material A359/SiC/20p T6 (Tabla 5.35).

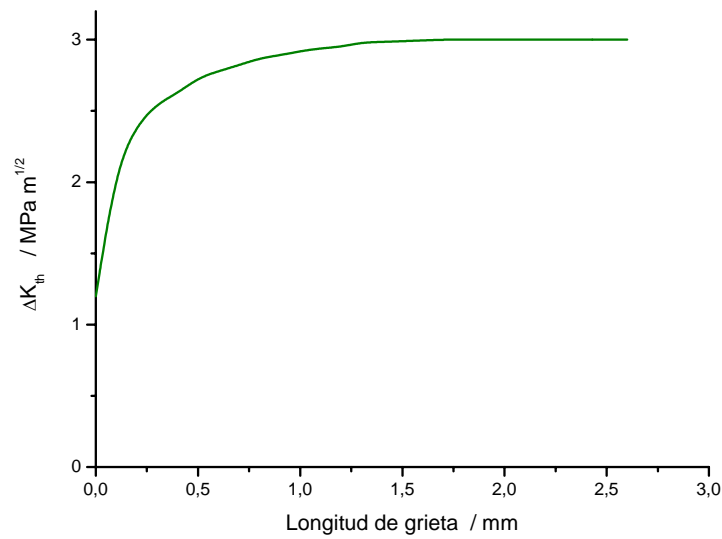


Fig. 5.159. Variación de la relación del factor de intensidad de tensiones, en función de la longitud de grieta, para el material A2124/SiC/17p T4 y para R = 0,1.

Tabla 5.37. Resultados experimentales de los ensayos de fatiga para el material A2124/SiC/17p T4.

R	Límite de fatiga, $\sigma_{F,}$ a 10^7 ciclos /MPa	$\Delta K_{eff th}$ / Mpa m ^{1/2}	ΔK_{th} / Mpa m ^{1/2}	Ley de Paris	
				C ($\times 10^{-7}$)	m
0,1	350	1,2 – 1,3	2,9 – 3,1	5,65	3,2
0,6	350	-	-	-	-

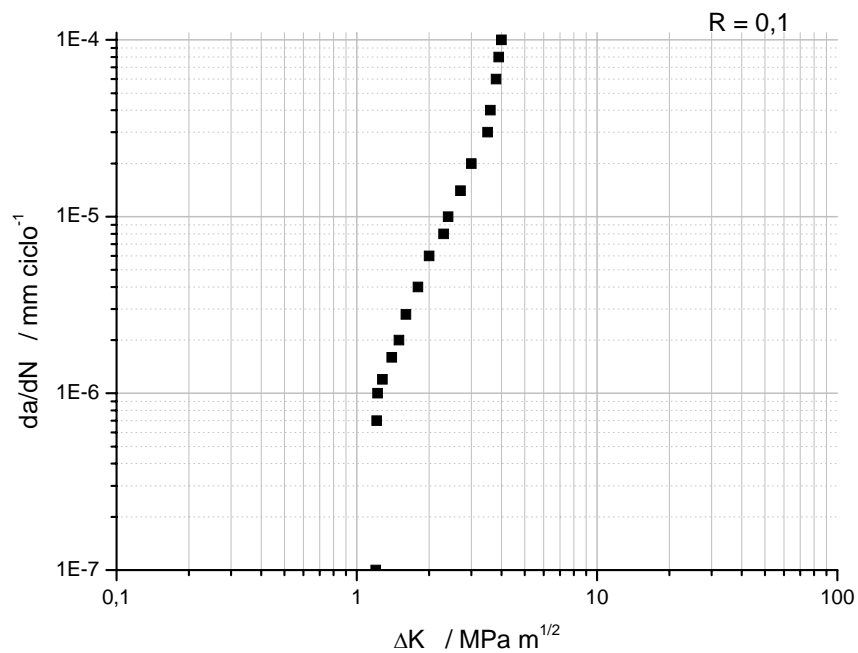


Fig. 5.160. Crecimiento de grietas en A2124/SiC/17p T4 para R = 0,1.

Las probetas analizadas muestran una superficie de fractura más suave que la de los materiales de fundición. Los mecanismos principales de daño han sido los de nucleación y crecimiento de cavidades en la matriz, y la decohesión matriz-partícula (Figs. 5.161 5.162 y 5.163).

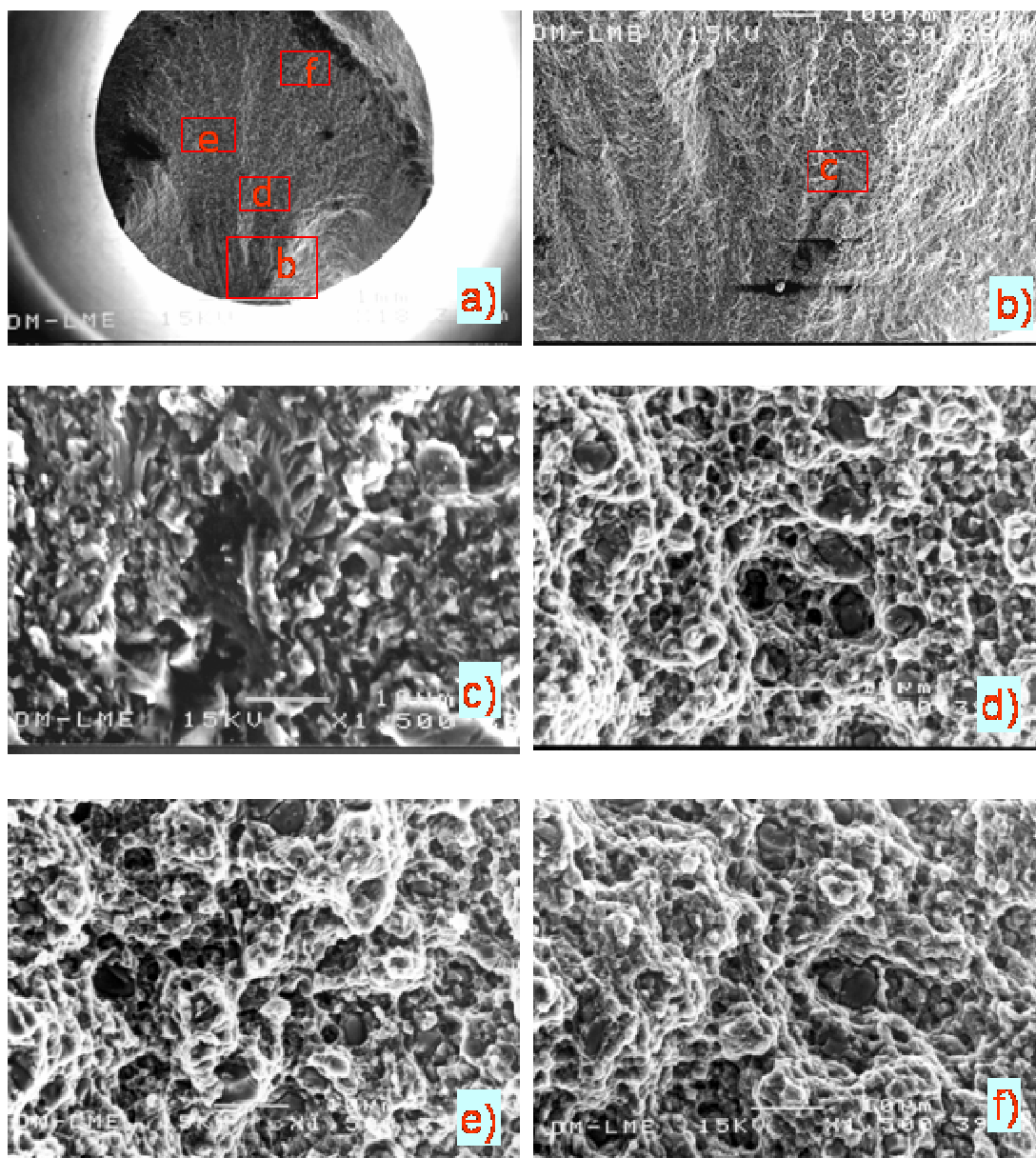


Fig. 5.161. Superficie de probeta entallada de fatiga del material compuesto A2124/SiC/17p T4, fracturada a 400400 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 375 MPa y para una R de 0,6: a) aspecto general; b) zona de inicio, mostrando grietas secundarias; c) ampliación de la región b, mostrando deformación severa en la matriz, d) zona de la región de Paris, mostrando microductilidad generalizada, e) zona media de la región de Paris y, f) zonal final de la región de Paris.

Prácticamente no se ha detectado la presencia de partículas rotas, al igual que en las probetas de tracción. Las pocas partículas observadas que estaban completamente fracturadas (Figs. 5.162d, 5.163d y 5.163e) o con algún daño menor (Fig. 5.164) han sido las de mayor tamaño, no habiéndose detectado la presencia de partículas rotas de tamaño inferior a las 3 μm .

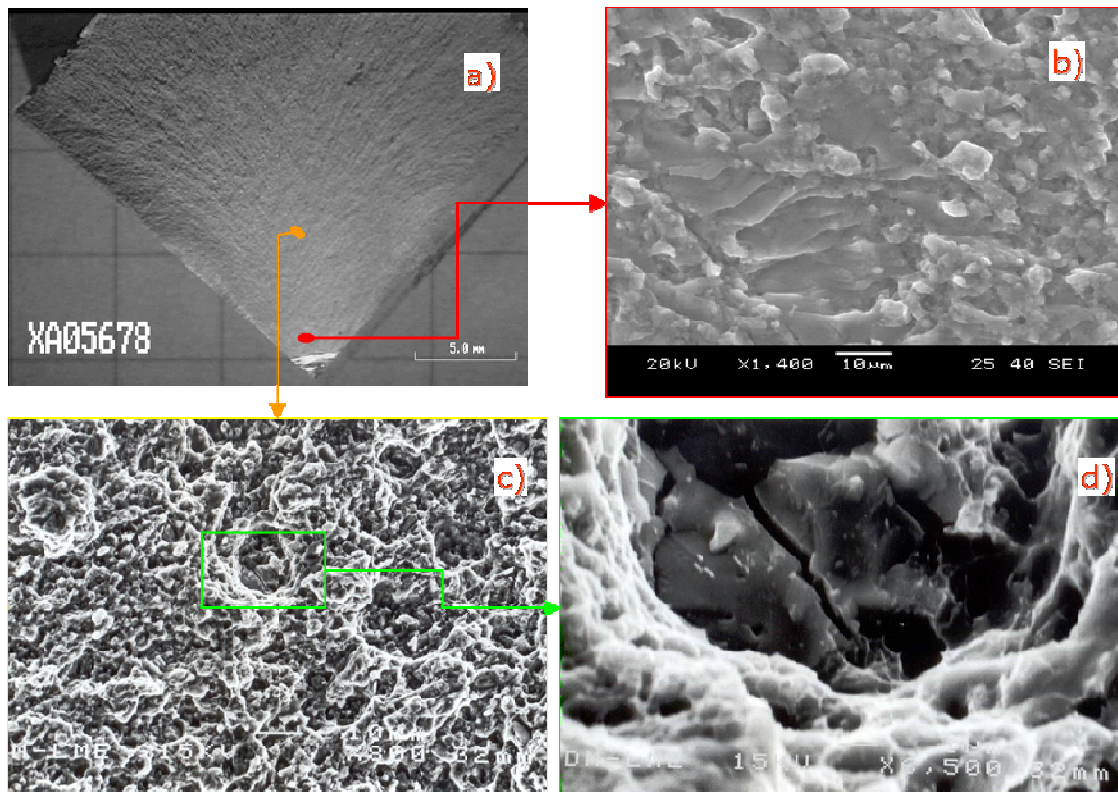


Fig. 5.162. Superficie de probeta entallada de fatiga del material compuesto A2124/SiC/17p T4, fracturada a 118746 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 160 MPa y para una R de 0,1: a) aspecto general; b) zona de inicio, mostrando una superficie muy deformada; c) zona de la región de Paris, mostrando microductilidad generalizada y, d) ampliación de la superficie anterior mostrando una partícula de unas 6 μm rota.

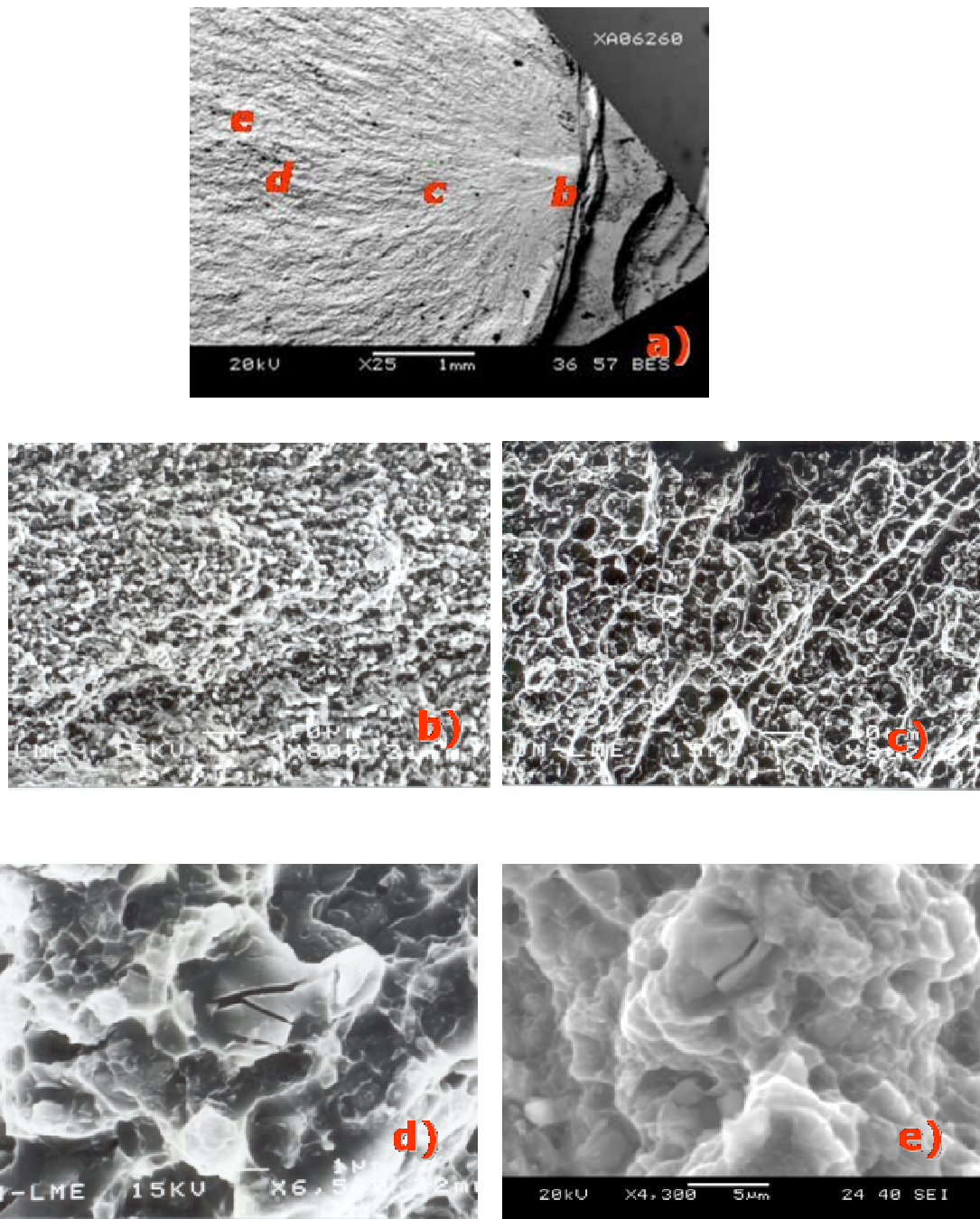


Fig. 5.163. Superficie de probeta entallada de fatiga del material compuesto A2124/SiC/17p T4 fracturada a 309952 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 225 MPa y para una R de 0,6: a) aspecto general de la fractura, puede apreciarse la pre-entalla en la región derecha; b) zona de inicio, mostrando una superficie muy deformada; c) zona de la región de Paris, mostrando microductilidad generalizada, d) zona final de la región de Paris mostrando una partícula rota de unas 6 µm rota y hoyuelos de gran tamaño, e) zona de fractura final, mostrando una partícula rota de 3,5 µm.

Es de remarcar igualmente la gran adhesión observada entre las partículas de refuerzo y la matriz de aluminio (Fig. 5.164).

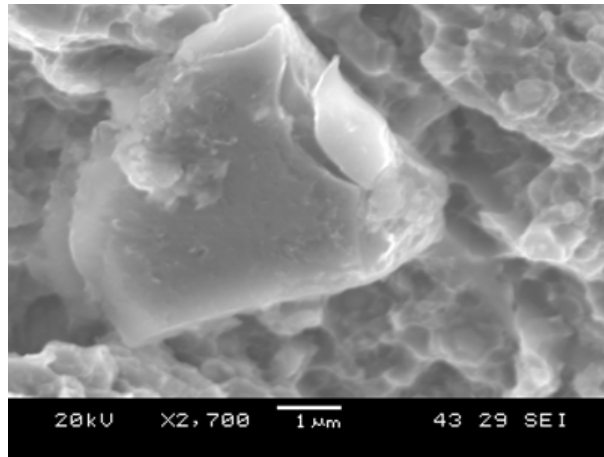


Fig. 5.164. Partícula de SiC dañada en la superficie de una probeta de fatiga del material compuesto A2124/SiC/17p T4 fracturada a 118746 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 160 MPa y para una R de 0,1 .

Las estrías de fatiga, típicas de las superficies de fractura de componentes solicitados a fatiga, no se detectan con facilidad en estos materiales compuestos, poniéndose de manifiesto únicamente en regiones muy localizadas (Fig. 5.165).

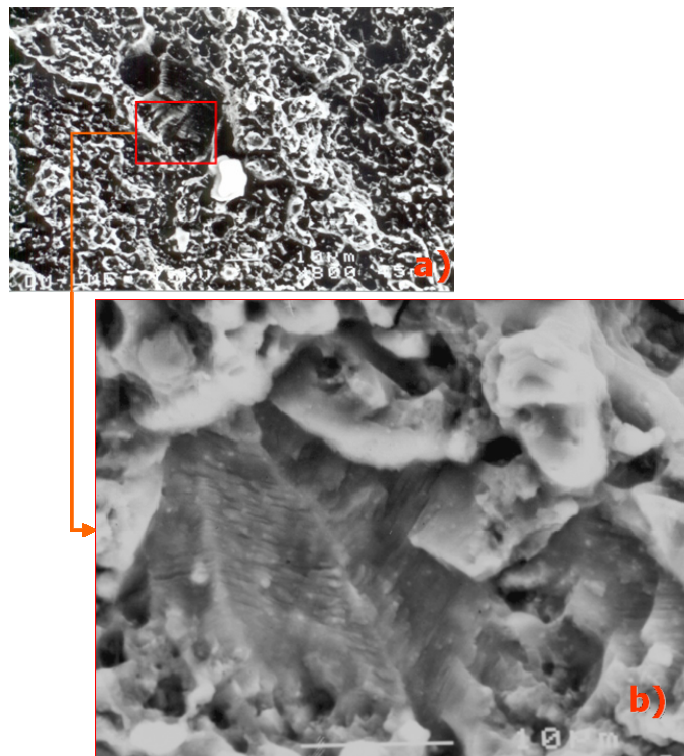


Fig. 5.165. Superficie de fractura de una probeta de fatiga del material compuesto A2124/SiC/17p T4 fracturada a 36288 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 180 MPa y para una R de 0,1: a) aspecto general de la superficie de fractura y b) estrías de fatiga.

El análisis de las probetas con una rotura que se consideró prematura ha revelado la existencia de diferentes causas que pueden hacer disminuir la resistencia a la fatiga, siendo la más común la presencia de partículas, o aglomerados de las mismas.

La Fig. 5.166 muestra, en el origen de la grieta de fatiga, la presencia de un aglomerado de compuestos intermetálicos de Fe, Cu y Al, probablemente la fase $\text{Al}_3(\text{FeCu})$.

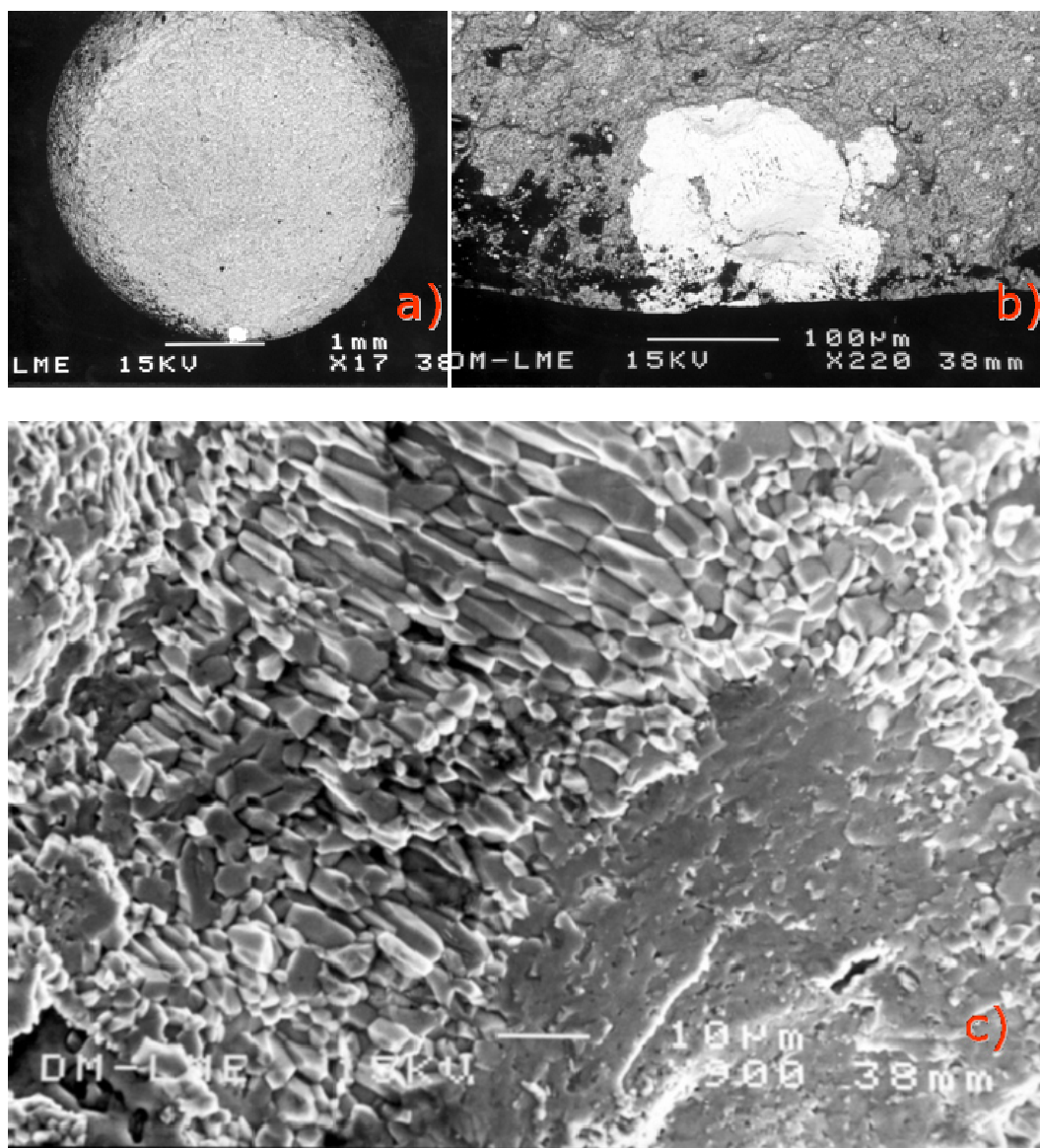


Fig. 5.166. Aglomerado de cristales de $\text{Al}_3(\text{FeCu})$ en el origen de la grieta de fatiga en probeta del material A2124/SiC/17p T4 fracturada a 12600 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 400 MPa y para una R de 0,6: a) aspecto general, imagen obtenida mediante electrones retrodispersados (BS), b) ampliación del extremo inferior de a), imagen obtenida mediante BS y c) aglomerado de cristales, imagen obtenida mediante electrones secundarios.

En otros casos las partículas han sido de Al_2O_3 (Fig. 5.167), de compuestos del tipo Al_2Cu (Fig. 5.168) o incluso de aglomerados de partículas de SiC (Fig. 5.169).

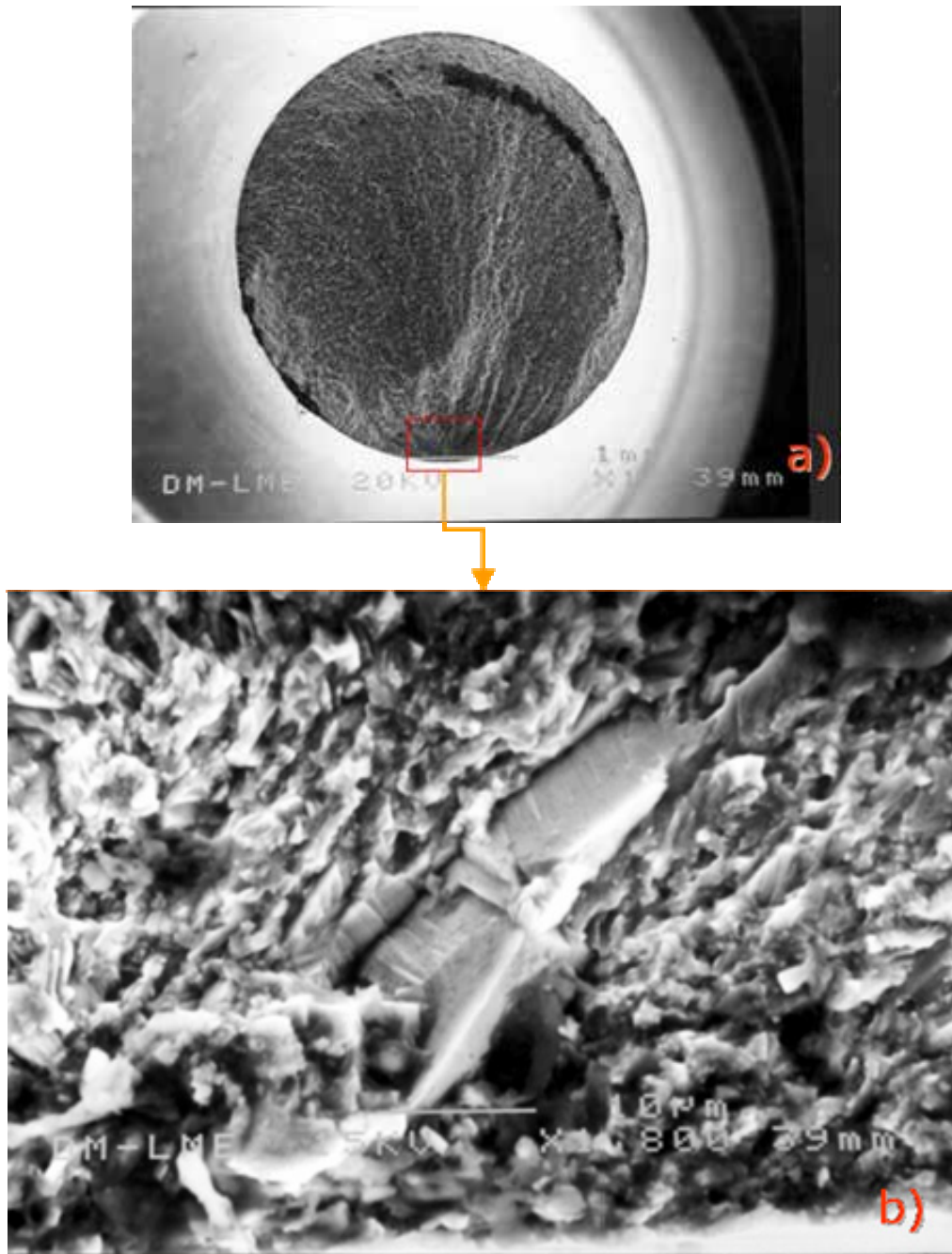


Fig. 5.167. Partícula de Al_2O_3 , de gran tamaño, en el origen de la grieta de fatiga en probeta del material A2124/SiC/17p T4 fracturada a 463000 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 365 MPa y para una R de 0,1: a) aspecto general, b) detalle de la zona de inicio de la fractura.

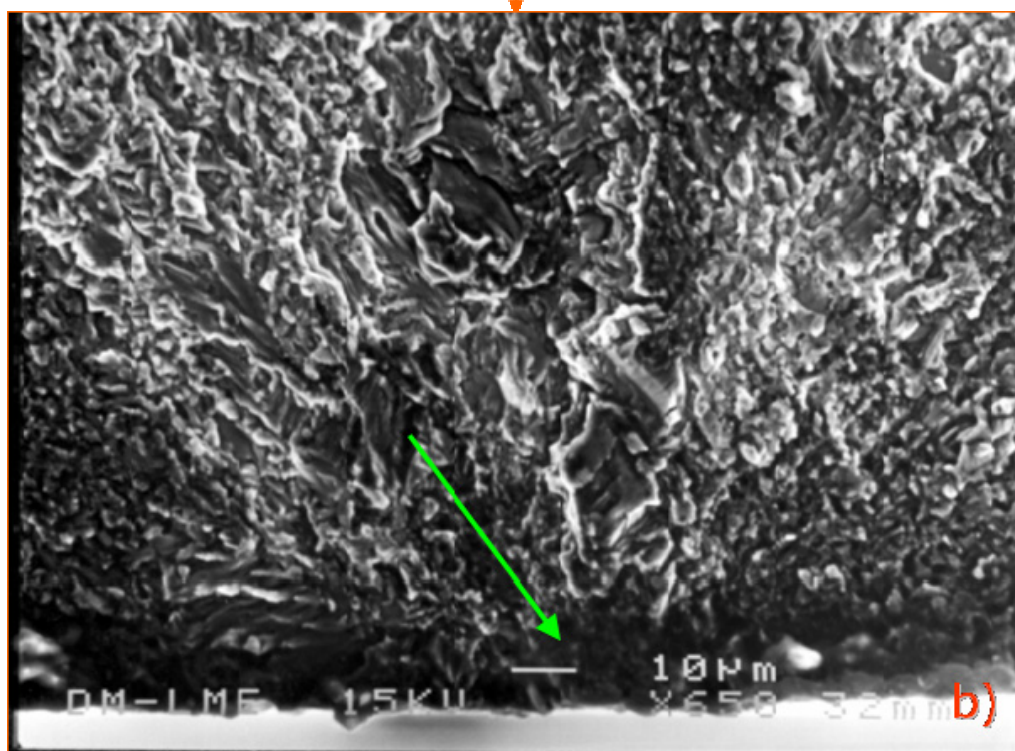
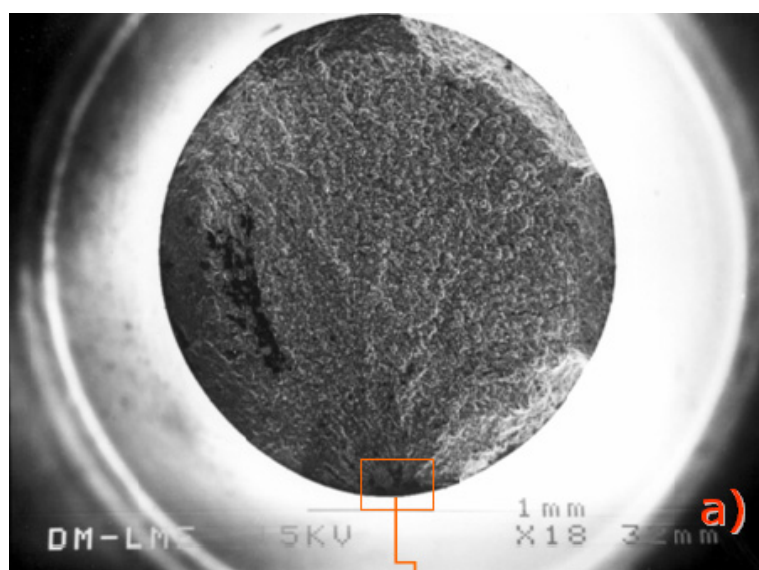


Fig. 5.168. Partícula de Al_2Cu en el origen de la grieta de fatiga en una probeta del material A2124/SiC/17p T4, fracturada a 130500 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 500 MPa y para una R de 0,6: a) aspecto general, b) detalle de la zona de inicio de la fractura.

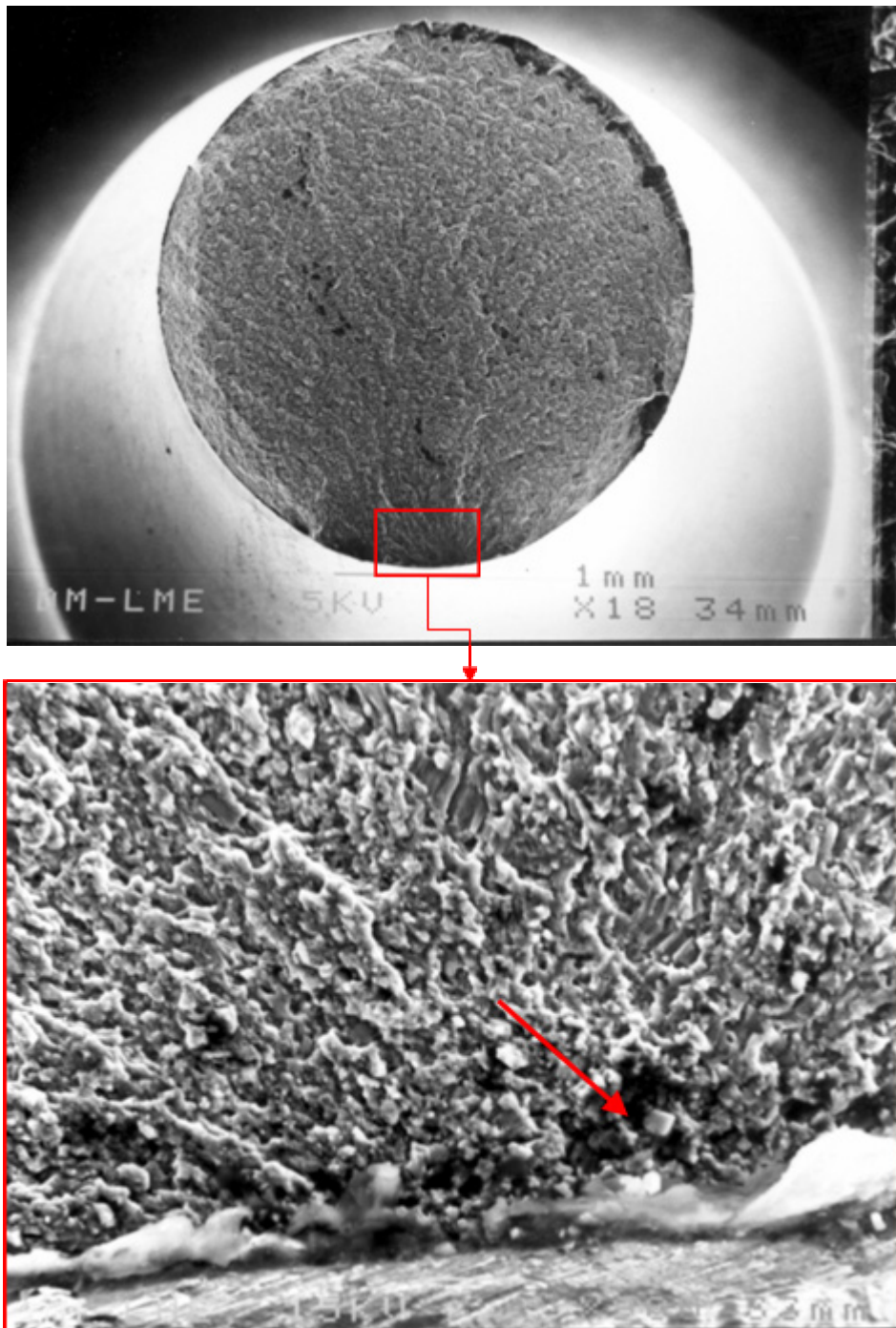


Fig. 5.169. Aglomerado de partículas de SiC en el origen de la grieta de fatiga en una probeta del material A2124/SiC/17p T4, fracturada a 83000 ciclos, solicitada a una tensión máxima de 490 MPa y para una R de 0,6: a) aspecto general, b) detalle de la zona de inicio de la fractura.

El diagrama de Kitagawa muestra la insensibilidad de este material para defectos de porosidad menores a $20\text{ }\mu\text{m}$ (Fig. 5.170), siendo los defectos en este material de tamaño inferior a este valor límite (véase A 5.1.6).

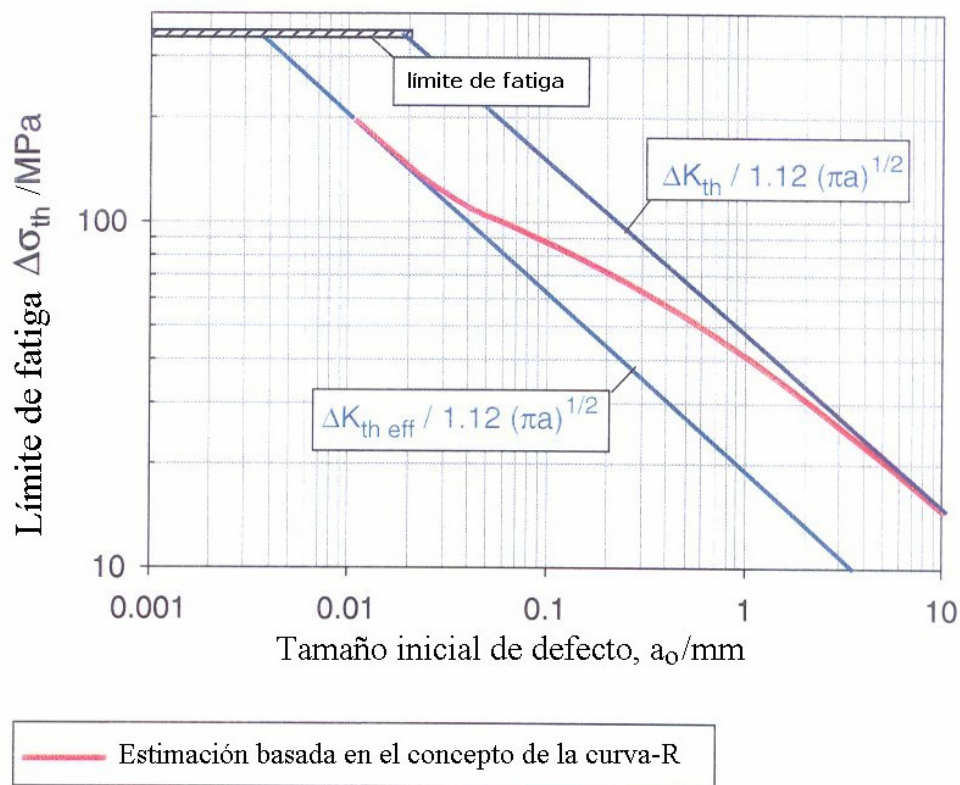


Fig. 5.170. Diagrama de Kitagawa para el material A2127/SiC/17p T4, R = 0,1.

5.4.5. Discusión de resultados

5.4.5.1. Efecto del refuerzo y los defectos en el límite de fatiga

La introducción de partículas de SiC a las aleaciones de aluminio A2124 y A359 ha incrementado la resistencia a la fatiga de las mismas (Tablas 5.34 a 5.37). Este aumento ha sido de cerca de un 30% para el material de fundición (Fig. 5.171), superior en términos relativos al experimentado por el material de forja, que ha sido inferior al 5%.

Dado que el concepto de *límite de fatiga* está relacionado con el denominado enfoque clásico (véase A 4.4.3.2), la mejora de la resistencia a la fatiga pasa por el control de la nucleación de grietas.

La nucleación de las grietas de fatiga tiene su origen fundamentalmente en el deslizamiento de planos cristalinos [Mur02], y tiene lugar en aquellas zonas donde se produce una deformación plástica localizada [Kom03], ya sean bandas persistentes de deslizamiento, inclusiones, porosidad o discontinuidades en general [LPH05].

Así, el incremento de la vida a fatiga pasa por una mayor restricción a este deslizamiento de planos, lo que se traducirá en una dificultad para la generación de grietas de fatiga. También pasaría por un mayor control de los fenómenos que pueden favorecer la plasticidad localizada. Todo ello comporta incrementar la rigidez y la resistencia mecánica de los materiales.

Un módulo elástico aumentado implica una menor deformación elástica para la misma tensión aplicada. En consecuencia, la variación en el límite de fatiga observada en los materiales compuestos tendría que estar relacionada, al menos en parte, con la evolución del módulo de Young (Fig.5.171a). De esta forma, el mayor incremento en el módulo elástico conseguido para el material A359 con la adición del refuerzo cerámico (Fig. 5.122), justificaría el mayor incremento

relativo de la resistencia a la fatiga para el material compuesto A359/SiC/20p (Fig. 5.171b).

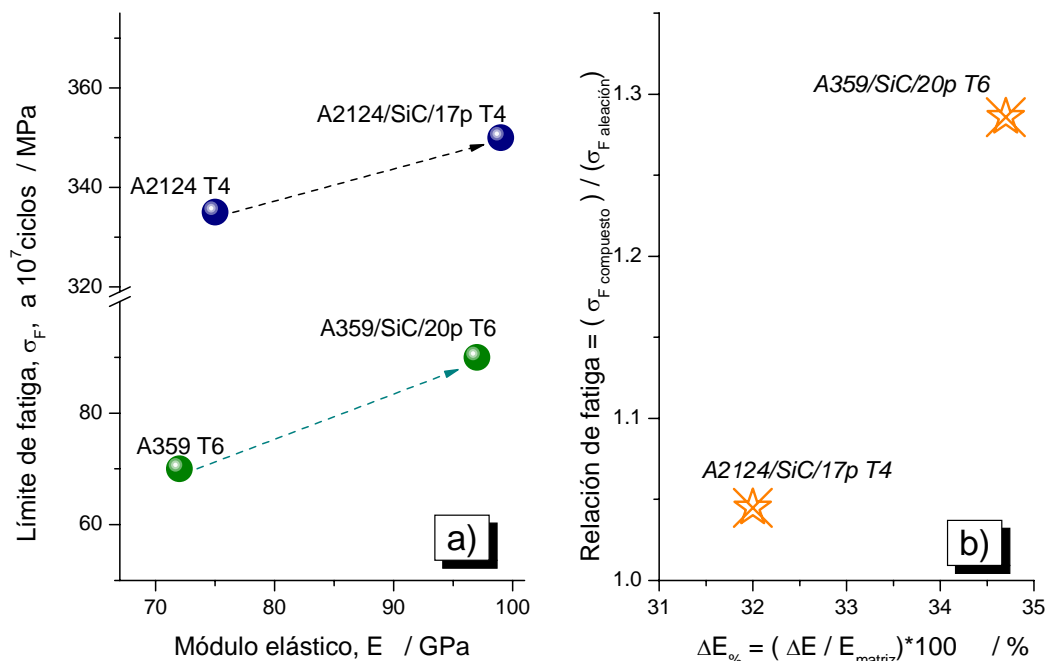


Fig. 5.171. Relación entre la resistencia a la fatiga y el módulo elástico: a) Límite de fatiga vs. módulo elástico, b) Relación de fatiga vs. variación relativa del módulo elástico.

En general, el incremento del límite de fatiga se relaciona básicamente con el incremento de la resistencia mecánica que se observa en estas aleaciones con la adición del refuerzo [CAJ98].

En este caso, sin embargo, no se puede concluir esta relación directa. La agregación del refuerzo cerámico ha implicado una mejora de la resistencia mecánica para la aleación A2124, pero no para la aleación A359 (Figs. 5.126 y 5.172).

Mientras que el material A2124/SiC/17p T4 muestra un límite de fatiga de 350 MPa (Tabla 5.37), lo que representa el 87 % del valor del límite elástico (Fig. 5.173b) o el 58 % del valor de resistencia a tracción (Tabla 5.24), el material A359/SiC/20p T6 tiene, en las mismas condiciones, un límite de fatiga de 90 MPa (Tabla 5.35), el 37 % del límite elástico (Fig. 5.173b) o de la resistencia a tracción (Tabla 5.19).

Estas correlaciones son similares a los de las respectivas aleaciones monolíticas, con un 67 % de la relación entre la resistencia a la tracción y el límite de fatiga para la aleación A2124 T4 y un 30 % para la aleación A359 T6.

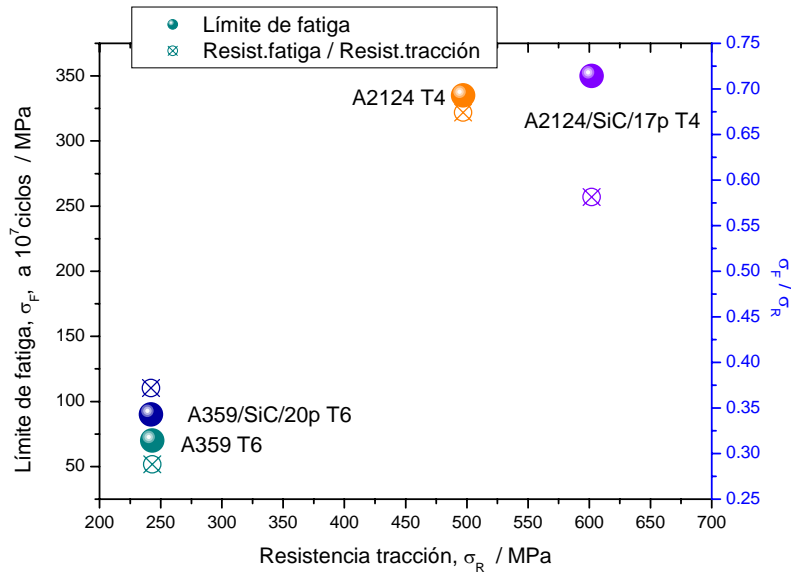


Fig. 5.172. Relación entre la resistencia a la fatiga y la resistencia a tracción.

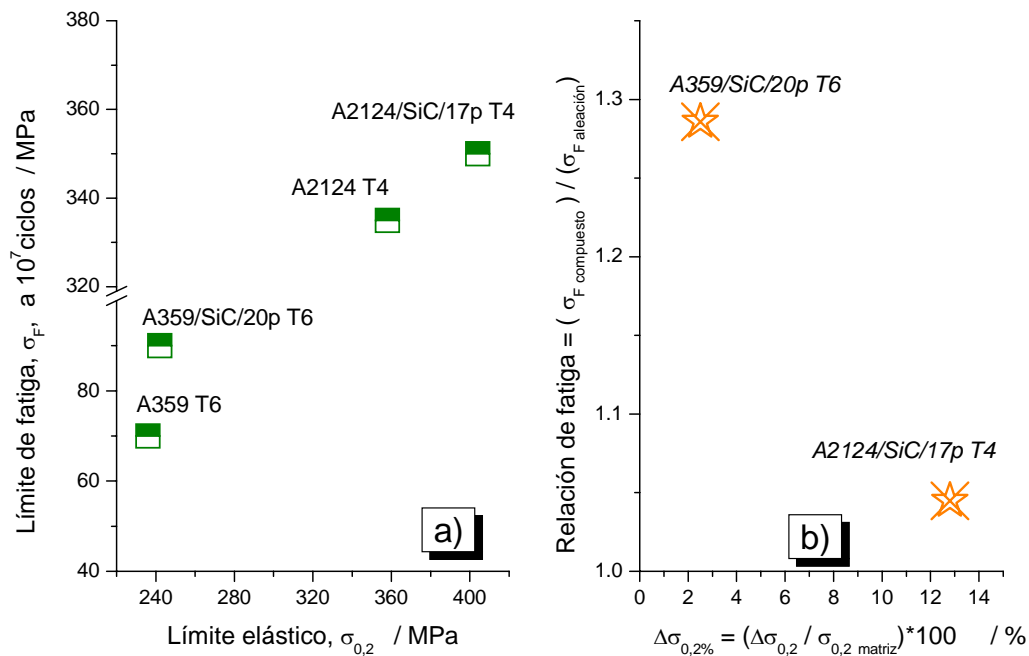


Fig. 5.173. Relación entre la resistencia a la fatiga y el límite elástico: a) Límite de fatiga vs. límite elástico, b) Relación de fatiga vs. variación relativa del límite elástico.

Este menor valor de la resistencia a la fatiga de los materiales de fundición se justifica fundamentalmente por la presencia de defectos, básicamente en forma de porosidad (Fig. 5.152), y en menor grado por la presencia de fases aciculares, como el silicio [Mur02].

Ya se ha comentado la incidencia de la porosidad en la resistencia mecánica como concentradora de tensiones (véase A 5.3.5.1). Cuanto más cerca esté el poro de la superficie [GYL04], o más grande sea éste, mayor será también la concentración de deformaciones.

De esta forma, las tensiones más elevadas se pueden situar en una estrecha región entre el poro y la superficie de la probeta. Dado que las grietas de fatiga nuclean generalmente en la superficie de los componentes, el efecto de la porosidad será, pues, favorecer esta nucleación en las condiciones mencionadas. Poros de pequeño tamaño y situados a mayor profundidad tendrían un efecto secundario en el comportamiento a fatiga. Cuando esta porosidad se sitúa por debajo de las 200 μm de profundidad es más importante la presencia de otros tipos de defectos como inclusiones o picaduras superficiales [BSH02].

Debido al tamaño de los poros detectados en los materiales de fundición (Tabla 5.3), y las dimensiones de las probetas utilizadas (Fig. 4.19), la porosidad puede llegar a representar más del 35% de la superficie de la probeta (Fig. 5.152d), por lo que su efecto en la resistencia a la fatiga se ve magnificado en los ensayos realizados.

En el material A2124/SiC/17p T4, los defectos en forma de aglomerados de partículas, o de inclusiones, son los que se han revelado como perjudiciales en el comportamiento a fatiga (Figs. 5.166 a 5.169).

Por otro lado, partículas de tamaño pequeño y homogéneamente distribuidas pueden limitar el desplazamiento de las bandas de deslizamiento [SGr97], bandas responsables de la nucleación de grietas (etapa I del proceso de fatiga), por lo que mejorarán el

comportamiento a fatiga en esta etapa. Así, el material A2124/SiC/17p T4, con partículas de tamaño inferior y mejor distribuidas que el material A359/SiC/20p T6 (véase A 5.1), ofrecerá más resistencia a la nucleación de grietas de fatiga por este concepto. También el material A359/SiC/20p T6, con un silicio modificado o parcialmente modificado (Fig. 5.19), ofrecerá, por el mismo motivo, mayor resistencia a la fatiga que la aleación A359, con el silicio eutéctico en forma acicular, no modificado (Fig. 5.1).

El material A2124/SiC/17p T4, con partículas de SiC de pequeño tamaño, tendrá mayor resistencia a la fatiga en régimen de bajo número de ciclos. Por el contrario, el tamaño mayor de las partículas en el material A359/SiC/20p T6, proporcionará al material de fundición una mayor resistencia en el régimen de elevado número de ciclos [HWS95], régimen de bajo nivel de deformaciones. Partículas de gran tamaño, trabajando a bajo número de ciclos, están sujetas a tensiones elevadas, por lo que la probabilidad de fractura de las mismas es mayor.

En los materiales de fundición los ensayos de fatiga se han realizado en el régimen de elevado número de ciclos, dados los valores de tensiones máximas aplicadas, siempre inferiores al límite elástico (Figs. 5.147 y 5.173a)- Por ello, la mayor resistencia a la fatiga del material compuesto A359/SiC/20p T6, en todos los rangos de tensiones ensayados (Fig. 5.173a), se justifica por el incremento del módulo de elasticidad.

Los mecanismos básicos de daño en el material A359/SiC/20p T6 serían los de formación de cavidades en la matriz y la decohesión matriz-refuerzo. La fractura de partículas se produciría únicamente en regiones de elevada concentración de tensiones, como serían la vecindad a los poros o las regiones de fractura final. Dada la elevada porosidad de los materiales fundidos utilizados, éste mecanismo de daño también merece atención especial.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los ensayos en los materiales de forja se han realizado en los dos regímenes: de elevado número de ciclos y de bajo número de ciclos (Figs. 5.158 y 5.174b).

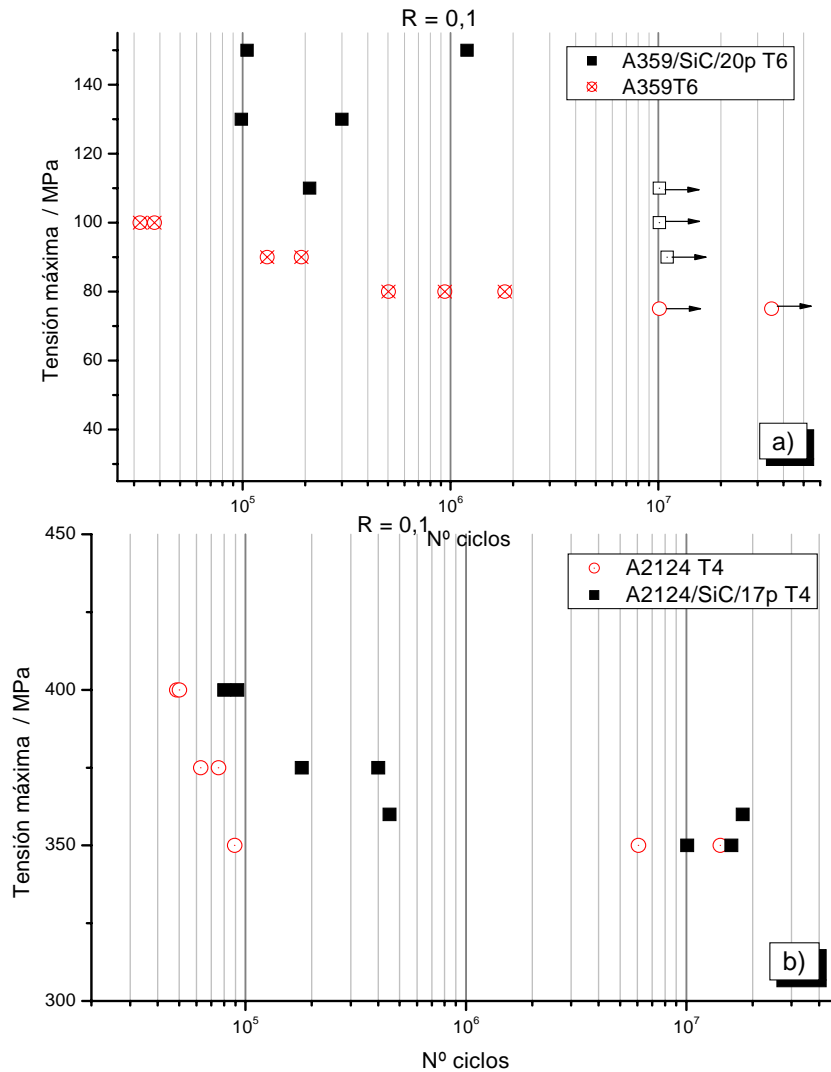


Fig. 5.174. Gráficas S-N, para R=0,1: a) Materiales de fundición, b) Materiales de forja

En el régimen de bajo número de ciclos, y para una relación de tensiones de 0,1 ($R=0,1$), el material compuesto A2124/SiC/17p T4 ha mostrado una mayor resistencia a la fatiga que la aleación A2124 T4 (Fig. 5.174b), comportamiento que podemos asociar a los mencionados incrementos del módulo de elasticidad y de la

resistencia a la tracción. A elevado número de ciclos esta diferencia en la resistencia a la fatiga se ha atenuado considerablemente.

Esta convergencia en los valores de resistencia a la fatiga puede interpretarse en base al endurecimiento por esfuerzo cíclico de estos materiales [BMO01], superior para el material compuesto, y que, unido a la localización de tensiones impuesta por el refuerzo, le podría llevar a un agotamiento de la capacidad de absorción de daño mecánico. No se ha observado el fenómeno de ablandamiento descrito por otros autores para estos materiales [HMa00], posiblemente debido a la metodología del ensayo, en máquinas de resonancia.

Un incremento de la relación de tensiones, R , ha supuesto un aumento de la resistencia a la fatiga, pero de forma diferente para los distintos materiales (Tablas 5.34 a 5.37).

En los materiales de forja, y a elevado número de ciclos, el material compuesto presenta una resistencia a la fatiga inferior a la de la aleación monolítica al aumentar R (Fig. 5.175). El material compuesto ha experimentado una disminución de la resistencia a la fatiga en el régimen de elevado número de ciclos, mientras que la resistencia de la aleación monolítica se mantiene.

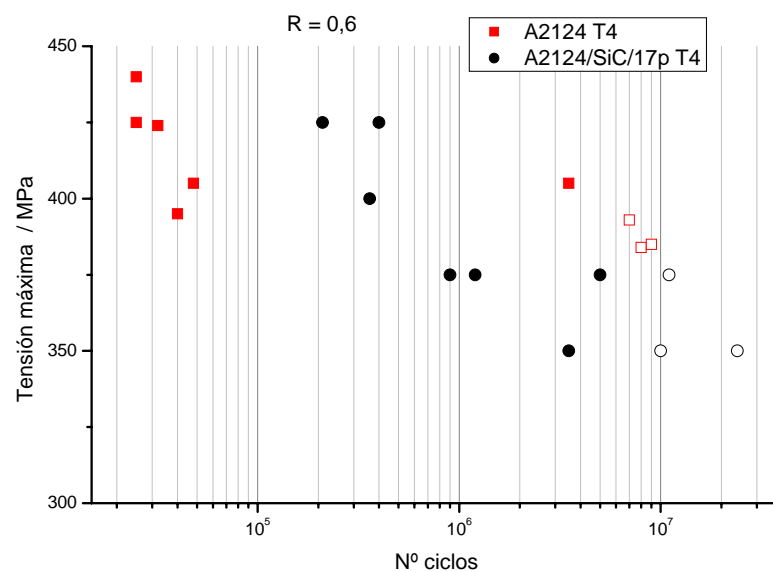


Fig. 5.175. Gráficas S-N para los materiales A2124 T4 y A2124/SiC/17p T4, para $R=0,6$

Estas diferencias para las dos relaciones de tensiones, se hacen más evidentes para los materiales de en el régimen de bajo número de ciclos, donde este incremento de R sí se ha traducido en una mejora en el comportamiento a fatiga para el material compuesto.

Ello se puede justificar por el mayor endurecimiento por esfuerzos cíclicos de los materiales compuestos, endurecimiento que es más rápido cuanto mayor sean las tensiones medias aplicadas (mayor valor de R) y que, en el caso de materiales en estado de envejecimiento natural, lleva antes a la matriz a su saturación [VVA91].

Para los materiales de fundición el aumento en la resistencia a la fatiga se ha producido en todos los niveles de tensiones (Figs. 5.174a y 5.176), y para las distintas relaciones de tensiones, siendo superior el incremento para valores mayores de R y de deformación, aunque en este último caso también se produce una mayor dispersión de resultados (Fig. 5.177).

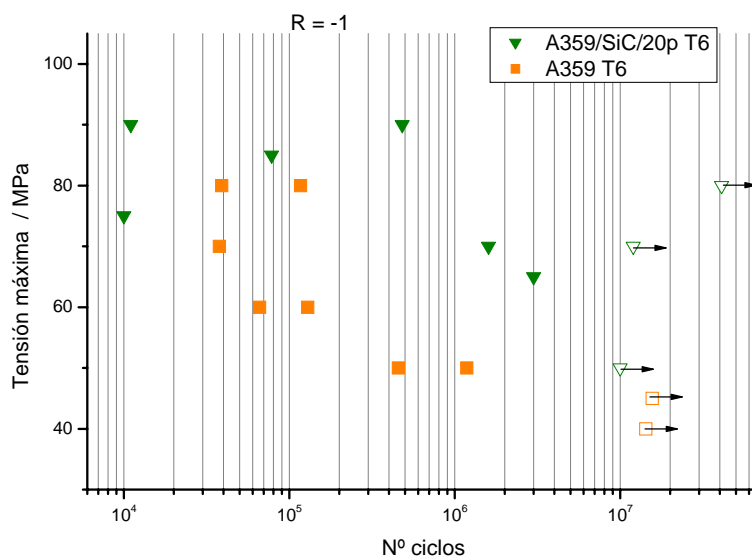


Fig. 5.176. Gráficas S-N para los materiales A359 T9 y A359/SiC/20p T6, para R = -1

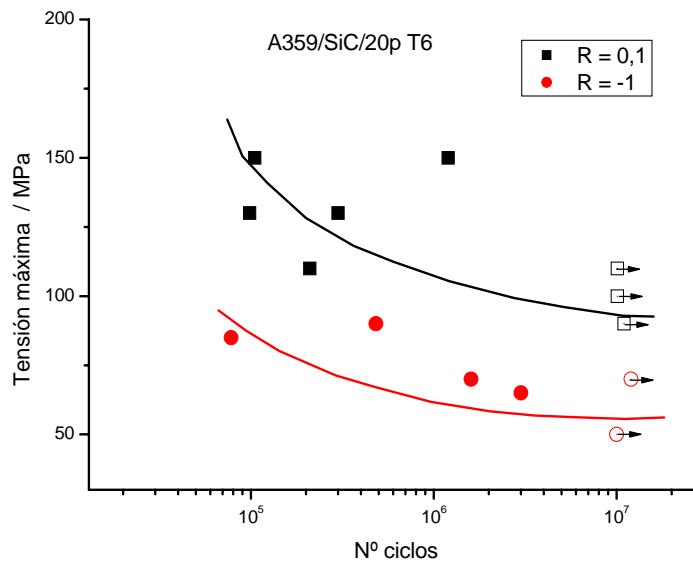


Fig. 5.177. Gráficas S-N para el material A359/SiC/20p T6, para R = 0,1 y R = -1

5.4.5.2. Efecto del refuerzo y los defectos en la propagación de grietas de fatiga

Ya se ha comentado como la nucleación de las grietas de fatiga tiene lugar inicialmente en aquellas regiones donde se encuentren los mayores defectos, tales como porosidades, aglomeración de partículas o presencia de precipitados. Una vez iniciada la grieta, su propagación se puede desarrollar en múltiples caminos, y con diferentes velocidades, dependiendo de las condiciones locales (Figs. 5.178 y 5.179).

En el régimen próximo al valor umbral de fatiga la propagación de grietas se ha producido básicamente a través de la matriz de aluminio (Figs. 5.161b y 5.163b). Ello se justificaría en estas condiciones porque el bajo nivel de tensiones en la punta de grieta sería insuficiente para provocar la rotura de partículas [Llo02]. En este mismo régimen, la localización de la deformación en planos específicos de deslizamiento origina que estos se conviertan en el camino preferente para la propagación de la grieta.

La fractura es transgranular, a través de dichos planos (Fig. 5.178c), como se puede ver en las facetas de la superficie de fractura (Fig. 5.162b). El análisis de las superficies de fractura del material A2124/SiC/17p T4 reveló una presencia de Cu superior al 4,08 % de valor medio (Tabla 3.3), lo que implica que la propagación de las grietas ha seguido el camino de las partículas de refuerzo y de los precipitados ricos en Cu (Fig. 5.178d).

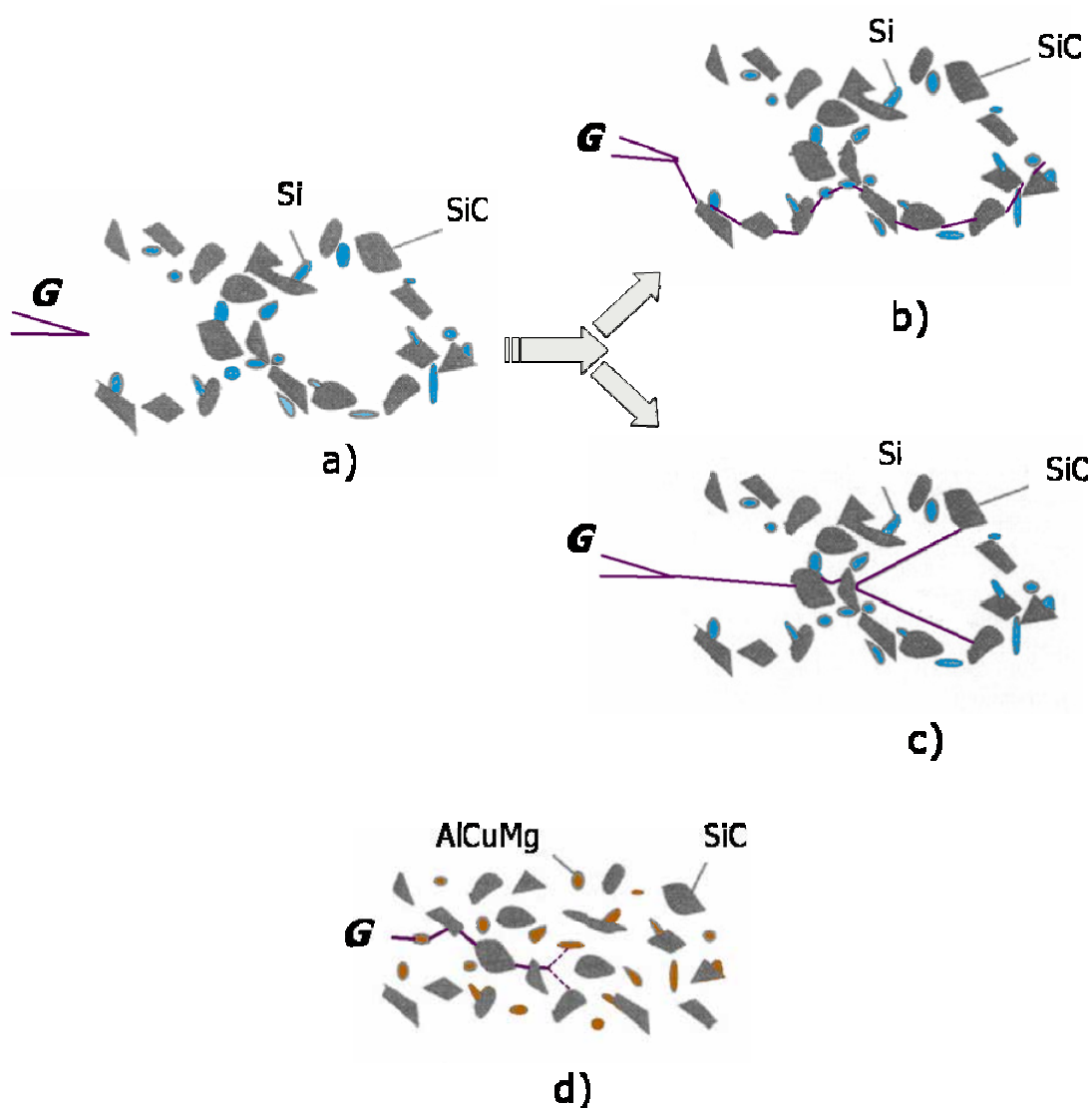


Fig. 5.178. Propagación de grietas, **G**, en materiales de distribución irregular del refuerzo (material de *grano duro*) y de distribución homogénea del refuerzo: a) avance inicial de la grieta en un material de grano duro, b) propagación de la grieta a través de los aglomerados de partículas, c) propagación de la grieta a través de planos de deslizamiento en la matriz, d) propagación de la grieta a través de las partículas de refuerzo y de los precipitados en material con distribución homogénea del refuerzo.

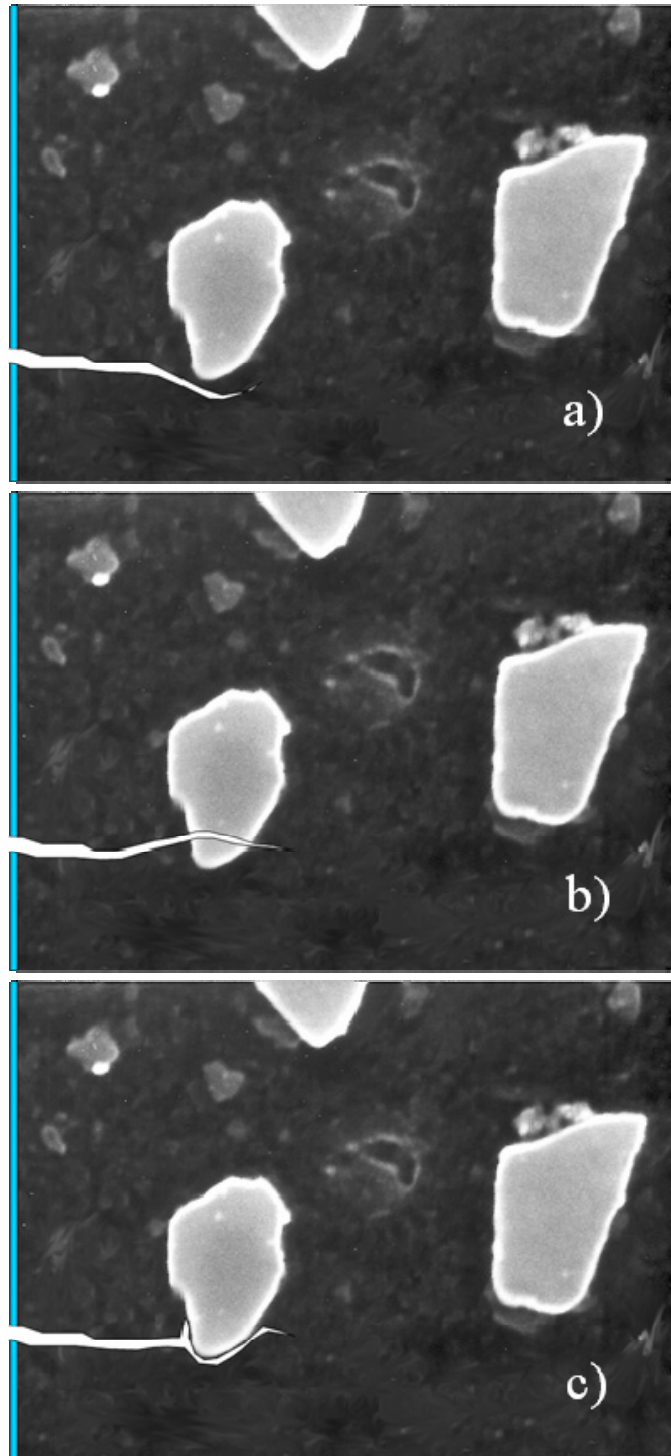


Fig. 5.179. Representación de los mecanismos de propagación de grietas en un material reforzado con partículas frágiles: a) fractura dúctil de la matriz, b) fractura de partículas y c) decohesión matriz-partícula.

En el régimen de Paris, zona de crecimiento estable de grietas, las tensiones son más elevadas y el radio de la zona plástica en la punta de la grieta también es mayor, pudiendo abarcar algunas partículas de refuerzo y provocar la fractura de las de mayor tamaño (Figs. 5.162d y 5.163d).

En esta misma zona los materiales compuestos muestran una velocidad de propagación superior a la de las aleaciones monolíticas, como lo demuestran los valores equivalentes del exponente m (Tablas 5.34 a 5.37 y Fig. 5.180). Ello se justificaría por la menor tenacidad a fractura de los materiales compuestos [MRi97].

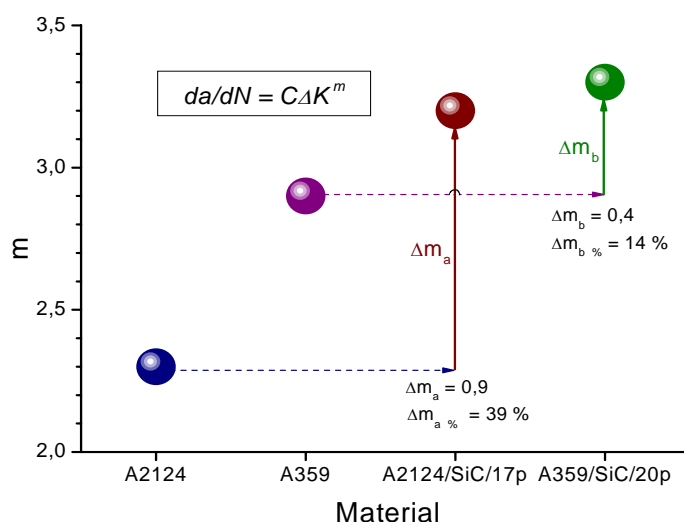


Fig. 5.180. Exponente m de la ley de Paris para los distintos materiales.

El incremento del tamaño de las partículas aumenta la resistencia a la propagación de grietas de fatiga [SGr97], al contrario de lo que sucedía para la nucleación. Ello debería redundar en un valor superior del exponente m de Paris para materiales con partículas más pequeñas, como sería el material A2124/SiC/17p, por lo que el mayor valor para el material A359/SiC/20p hay que atribuirlo a la existencia de defectos.

La aleación A2124 muestra una superficie de la fractura más bien suave, mientras que la A359 revela una fractura más irregular y rugosa. Igualmente, los dos materiales compuestos muestran valores de mayor rugosidad en estas superficies que las aleaciones no reforzadas.

Si consideramos inicialmente que la fractura se propaga íntegramente a través de la matriz, las partículas de refuerzo actúan reduciendo la tensión en la matriz mediante los mecanismos de transferencia de carga, así como desviando el camino de propagación de las grietas, con lo que la superficie de fractura presentará una morfología más aserrada. Este camino más tortuoso incrementa el efecto de cierre de grietas por rugosidad y por tanto aumenta el valor ΔK umbral para la propagación de la grieta (Fig. 5.181).

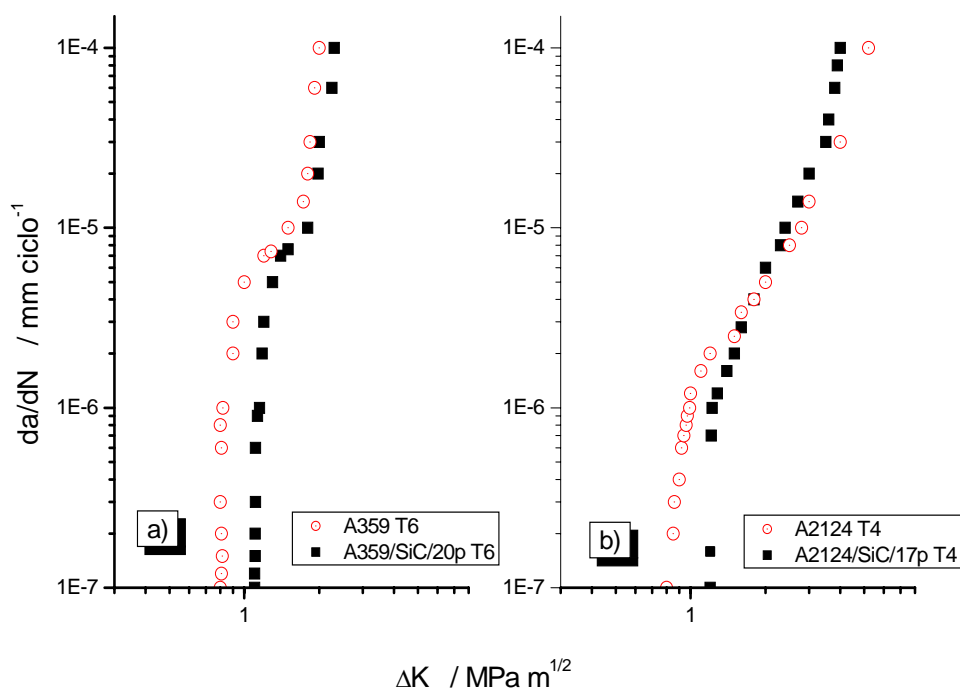


Fig. 5.181. Crecimiento de grietas para $R = 0,1$ en: a) materiales de fundición y b) materiales de forja.

En la propagación de la grieta se puede pensar en dos situaciones distintas. En el caso de una grieta propagando hacia una partícula, el valor local de la tensión en la matriz decrece a medida que la grieta

se aproxima a la partícula, debido al efecto pantalla de la misma [BMc04]. Esto implica una disminución en la velocidad de propagación, pudiendo llegar a frenarla completamente. Si las tensiones son lo suficientemente elevadas la grieta puede continuar su avance, con una velocidad que será de valor variable según los mecanismos implicados en el paso a través de la partícula o de rodeo de la misma (Fig. 5.179).

Otro caso sería el de una grieta propagando entre dos partículas. Las tensiones locales en este caso son superiores, por lo que la grieta ve favorecido su avance, con un incremento en su velocidad de propagación.

En nuestros materiales compuestos ambos mecanismos de propagación serán posibles. Los datos anteriores reflejan que, si bien el mecanismo de retardo de propagación es posible, ese será un mecanismo principal para tensiones bajas, por debajo de valores de ΔK_{th} , y hará posible que la propagación estable de grietas en estos materiales compuestos se inicie para valores de ΔK superiores a los de las aleaciones monolíticas (Fig. 5.182).

En la región de Paris, el segundo de los supuestos prevalecería sobre el primero, siendo la velocidad de propagación de grietas mayor en los materiales compuestos que en las aleaciones no reforzadas. Esta diferencia aún es mayor entre los materiales de forja, con un incremento del 40%, mientras que entre los materiales de fundición este incremento es únicamente del 14%.

Esta diferencia en el comportamiento se justifica por la existencia de defectos de gran tamaño en los materiales de fundición, defectos que ejercen una mayor influencia en esta velocidad de propagación al incrementar el valor de las tensiones locales. Los mismos defectos ocasionarán que se llegue antes a las condiciones de fractura final rápida en estos materiales.

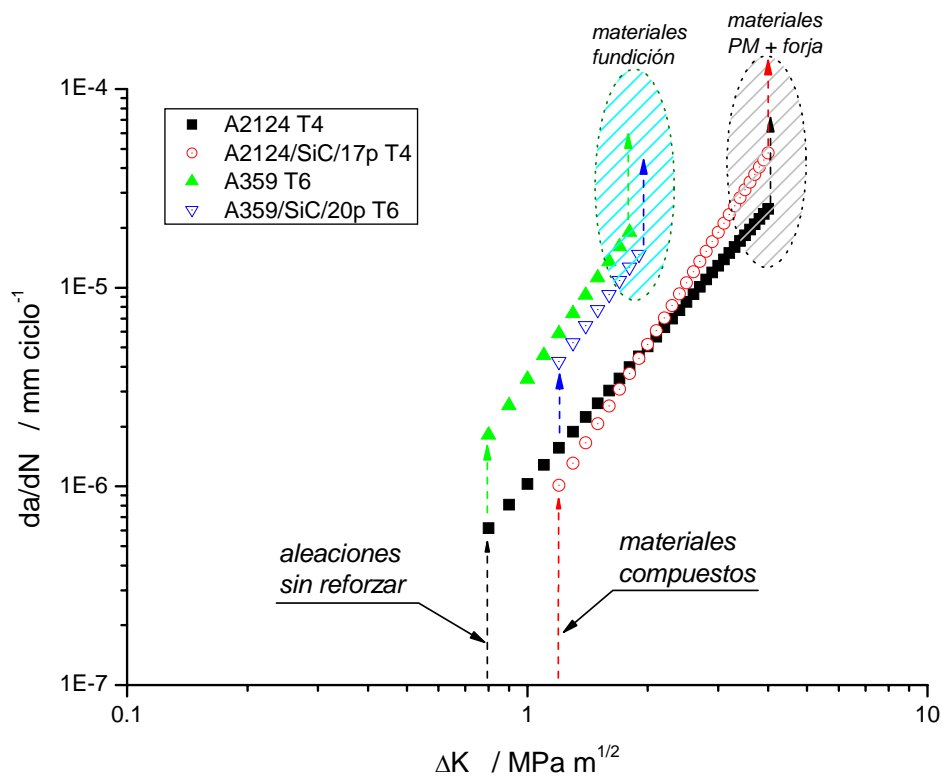


Fig. 5.182. Crecimiento de grietas en la región de Paris, para $R = 0,1$.

Las gráficas anteriores nos muestran unos valores de ΔK_{th} similares para los diferentes materiales compuestos por un lado y para las aleaciones sin reforzar por otro. Ello implicaría una no dependencia del avance de grietas con la microestructura en estas primeras etapas [Llo02]. Sin embargo, el análisis de las curvas-R pone de manifiesto esta dependencia para valores mayores de grietas

Los valores de K_{th} mencionados son los correspondientes a los valores umbrales, que marcan el inicio de la propagación de las grietas de fatiga. Estos valores pueden verse modificados por los mecanismos de cierre de grieta (Fig. 4.24), y por tanto con la extensión de la misma.

La aleación 2124 muestra una superficie de fractura suave, con poca rugosidad, y unos valores de K_{th} para longitudes grandes de grieta de entre $1,7$ y $1,8 \text{ MPa m}^{1/2}$, ante los valores de $0,8 \div 0,9 \text{ MPa m}^{1/2}$ de inicio de propagación (Tabla 5.36). La adición del refuerzo le ha proporcionado unos valores de K_{th} de hasta $3,1 \text{ MPa m}^{1/2}$, ante los $1,2 \text{ MPa m}^{1/2}$ iniciales (Tabla 5.37). Este incremento está relacionado con

el incremento de rugosidad en la superficie de fractura, y, en consecuencia, con el mecanismo de cierre de grieta por rugosidad. Esta variación en las propiedades se ha producido para una longitud de grieta de alrededor de 1 mm (Fig. 5.183b).

El material A359/SiC/20p T6, con una superficie de fractura mucho más rugosa como consecuencia de las partículas de refuerzo y de su distribución, no ha mostrado una variación significativa con respecto a la aleación no reforzada, siendo los valores de K_{th} muy similares para ambos materiales (Fig. 5.147a), llegando a valores de $5 \text{ MPa m}^{1/2}$ ante los $0,9 \text{ MPa m}^{1/2}$ o los $1,3 \text{ MPa m}^{1/2}$ iniciales (Tablas 5.34 y 5.35). Esta diferencia sí ha sido importante con respecto al material A2124/SiC/17p T4. La longitud de grieta que hace estable la propagación, de alrededor de 2 mm, ha sido mayor en ambos materiales de fundición con respecto a los materiales de forja.

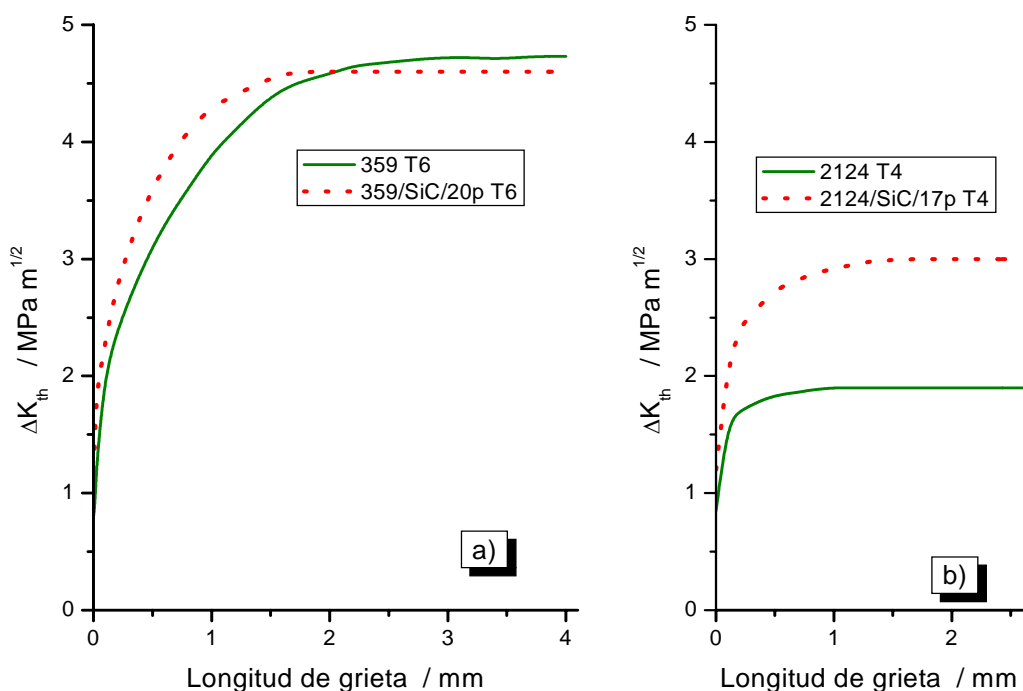


Fig. 5.183. Curvas-R para los materiales A2124 T4 y A2124/SiC/17p T4, para $R=0,1$.

Ello hace suponer que la rugosidad inductora del cierre de grietas también viene influenciada por el tamaño de grano, de 2,5 mm para la aleación A359 T6 (Tabla 5.2), y de 1 mm para el material

A359/SiC/20p T6 (Tabla 5.4). Esta diferencia en las dimensiones del grano se vería compensada con la adición del refuerzo.

La diferencia en el tamaño de las partículas de refuerzo tendría que mostrar su importancia tanto en el proceso de nucleación de grietas como en su desarrollo posterior. El mayor tamaño del SiC en el material A359/SiC/20p con respecto al material A2124/SiC/17p propicia la existencia de mayores lugares para la nucleación de grietas de fatiga, pero la propagación inicial no parece verse afectada por este factor dimensional. Este fenómeno se ha observado en otros trabajos [TSK99], y se justifica por las interacciones en el campo de las denominadas *grietas pequeñas*, que implicarían que las grietas crecen evitando las partículas en esta etapa. La poca presencia de partículas fracturadas o descohesionadas en las primeras regiones de propagación de grietas (Fig. 5.162b), justificada por el bajo nivel de tensiones en esta etapa [Llo02], podrían avalar esta hipótesis.

Cuando la grieta se extiende en el componente, el crecimiento se puede ver frenado por diferentes mecanismos de apantallamiento de punta de grieta: a) cierre inducido por la rugosidad, b) desvío del camino y c) puenteo de la grieta.

Partículas mayores producen un camino más tortuoso, con mayor rugosidad [CTM01], por lo que este mecanismo será más efectivo en el material A359/SiC/20p. Por otro lado, la aleación A359 ha mostrado una rugosidad similar, atribuible al tamaño de grano, y a la microestructura dendrítica rodeada de un microconstituyente eutéctico (Fig. 5.1) que favorece el crecimiento de la grieta a través de estas regiones interdendríticas.

Esta diferencia en el tamaño de las partículas no es tan importante como la separación entre ellas [RPI97]. Partículas mayores originan una mayor separación en una distribución homogénea (ecuación 5.12). El hecho de tener una distribución heterogénea en el material A359/SiC/20p y homogénea en el material A2124/SiC/17p no permite establecer la relación tamaño-rugosidad en estos materiales.

El desvío del camino de propagación implica un recorrido mayor de la grieta, y la subsiguiente disminución de velocidad lineal de propagación. Este desvío tiene como origen la existencia de tensiones locales en modo mixto, distribuidas de forma heterogénea. Las partículas de refuerzo y los diferentes precipitados introducen estas heterogeneidades, provocando que la trayectoria de la grieta se vea modificada de forma continua en su crecimiento. Una distribución más homogénea de precipitados induce en consecuencia una menor rugosidad, pero la grieta propaga a mayor velocidad a través de ellos [BPG00]. Los materiales de fundición, por su microestructura y la presencia de defectos de gran tamaño, son capaces de producir una mayor desviación en el camino de crecimiento de las grietas.

El puenteo de grietas tienen su origen en las energías de interfase matriz-refuerzo. Cuando existe buena adhesión la transferencia de carga es más efectiva, absorbiendo el refuerzo mayor cantidad de energía mecánica. La grieta continuará en su avance cuando sea capaz de superar estas energías de bloqueo. Ello se producirá por rotura de la partícula, por la descohesión matriz-refuerzo o por el avance de la grieta en la matriz, a través de regiones de elevada concentración de tensiones (Fig. 5.179). Partículas de tamaño pequeño han mostrado ser más resistentes, por lo que este mecanismo ha sido más eficiente en el material A2124/SiC/17p T4.

5.4.6. Conclusiones

1. La introducción de partículas de SiC a las aleaciones de aluminio A359 y A2124 ha provocado un incremento de la resistencia a la fatiga de los mismos.
2. En componentes en régimen de fatiga a elevado número de ciclos, la resistencia a la fatiga está condicionada por el módulo elástico. En régimen de fatiga a bajo número de ciclos, la resistencia a la fatiga está condicionada por la resistencia mecánica.

3. La resistencia a la fatiga de los materiales de forja es superior a la de los materiales de fundición, lo que es consistente con la baja resistencia mecánica de estos últimos.
4. Un incremento de la relación de tensiones implica un incremento de la resistencia a la fatiga para todos los materiales estudiados. Para el material A2124/SiC/17p T4 este incremento es inapreciable en el régimen de elevado número de ciclos.
5. Los mecanismos básicos de daño en el material A359/SiC/20p T6 han sido: a) la decohesión matriz-refuerzo, b) la fractura de las partículas de SiC de gran tamaño y c) la formación de cavidades en la matriz, en las regiones próximas a los bordes angulosos de las partículas de SiC y a la porosidad existente.
6. Los mecanismos básicos de daño en el material A2124/SiC/17p T4 han sido la decohesión matriz-refuerzo y la formación de cavidades en la matriz, ya sea en las proximidades de los bordes angulosos de las partículas de SiC o en los precipitados de Cu.
7. La resistencia a la fatiga del material de fundición A359/SiC/20p T6 estaría controlada por la propagación de grietas, rápidamente generadas en la porosidad existente, mientras que en el material de forja, A2124/SiC/17p T4, estaría controlada por la nucleación de grietas, cerca de los aglomerados de partículas o en inclusiones de intermetálicos.
8. La distribución y el tamaño de las partículas de refuerzo juegan un papel importante en la resistencia a la fatiga. Una distribución irregular disminuye la velocidad de propagación al incrementar la rugosidad de la superficie de fractura. Un tamaño pequeño de las partículas de refuerzo incrementa la resistencia a la fatiga mediante el mecanismo de puenteo de grietas.

5.5 COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE LOS DISTINTOS MATERIALES.

En este apartado se procede al estudio del comportamiento tribológico de los diferentes materiales, se analiza el efecto de las partículas de refuerzo y los tipos de desgaste predominantes, así como los valores del coeficiente de fricción dinámico. Las cargas aplicadas fueron, en todos los casos, de 10 N y de 20 N.

5.5.1. Aleación A359

Los ensayos se realizaron con el material en estado T6. La rugosidad de la muestra, R_a , fue de $4,7 \mu\text{m}$, y la dureza de 52 HBW. La Fig. 5.184 muestra la evolución del coeficiente de fricción con la distancia de deslizamiento para una carga de 10N, y la Fig. 5.185 para una carga de 20 N. En ambos casos el coeficiente de fricción disminuye inicialmente con la rodadura, para estabilizarse a partir de unos 3000 ciclos.

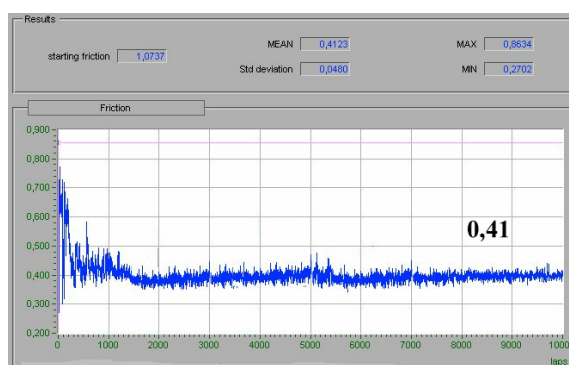


Fig. 5.184. Coeficiente de fricción para la aleación A359 T6 para una carga de 10N.

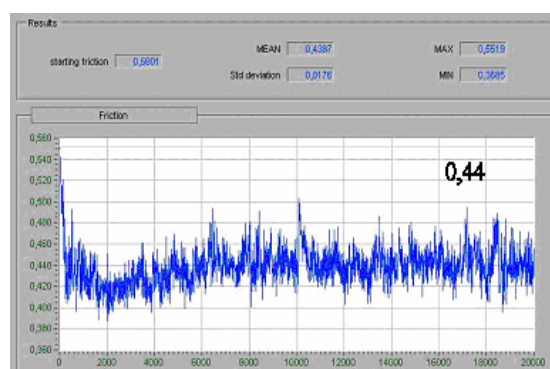


Fig. 5.185. Coeficiente de fricción para la aleación A359 T6 para una carga de 20N.

El análisis del desgaste se realizó midiendo el canal de rodadura a intervalos de 2000 vueltas. La Tabla 5.38 muestra los valores obtenidos para una carga de 10 N, y en ella se indica el valor del desgaste frente al número de vueltas y la distancia recorrida por la bola (Figs. 4.28 y 5.186). Las Figs. 5.186 y 5.187 muestran una sección transversal del canal de desgaste en este material. Las Figs.

5.188 y 5.189 son un ejemplo de la evolución de dicho canal de desgaste en registros de perfilometría.

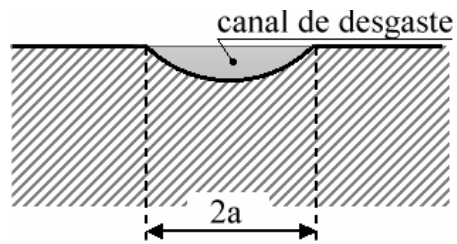


Fig. 5.186. Geometría idealizada del canal de desgaste

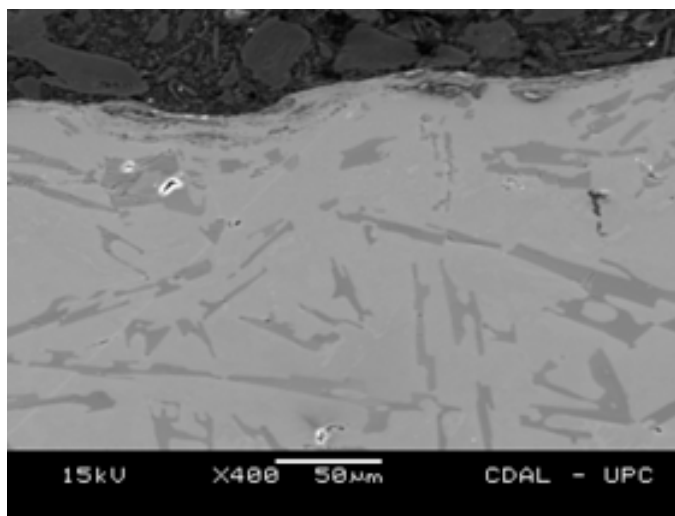


Fig. 5.187. Sección transversal del canal de desgaste de la aleación A359 T6 a las 10000 vueltas para una carga de 10N.

Tabla 5.38. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste de la aleación A359 T6 para una carga de 10N.

Nº vueltas, n	Longitud de deslizamiento, L /m	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
2000	1257	56600	28,30
4000	2513	66200	16,55
6000	3770	82800	13,80
8000	5027	85500	10,69
10000	6283	147000	14,70

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

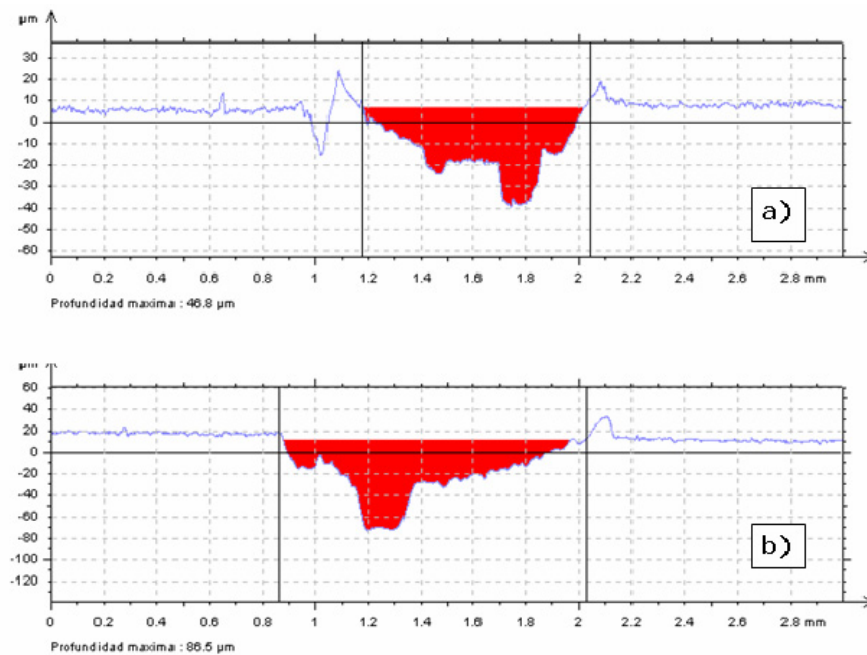


Fig. 5.188. Perfil del canal de desgaste para la aleación A359 T6 para a) 2000 vueltas y b) 4000 vueltas, con una carga de 10N.

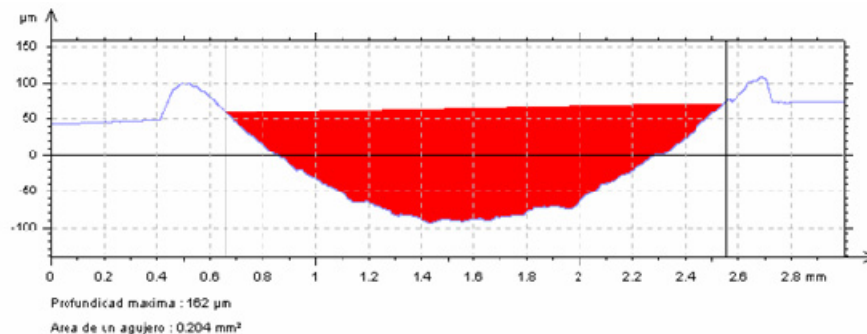


Fig. 5.189. Perfil del canal de desgaste para la aleación A359 T6 para 10000 vueltas y con una carga aplicada de 20 N.

La evolución del desgaste con el nº de vueltas muestra un incremento del área de desgaste con el recorrido (Fig. 5.190a). Si graficamos la velocidad de desgaste según la norma ASTM G-99, es decir, el volumen específico de desgaste por unidad de longitud, o relación entre el volumen perdido de material frente al recorrido, vemos como se produce una disminución del volumen específico de desgaste con

el nº de vueltas (Fig. 5.190b), es decir, disminuyendo la velocidad con que este desgaste se produce a medida que avanza el ensayo.

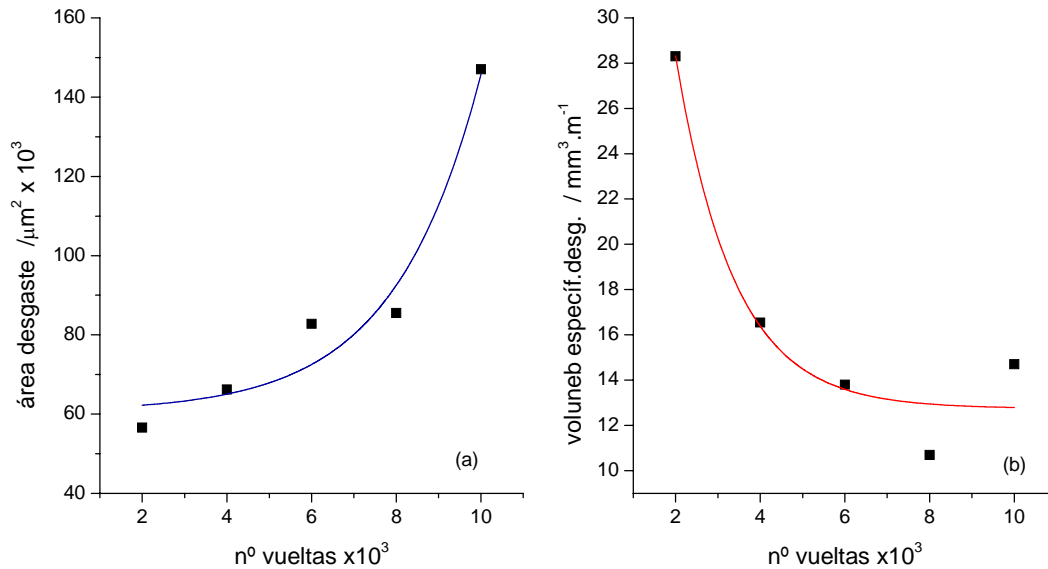


Fig. 5.190. Desgaste acumulado: (a) área de desgaste y (b) volumen específico de desgaste, frente al nº de vueltas para la aleación A359 T6, con una carga de 10N.

La Tabla 5.39 muestra los valores finales para los dos valores de carga utilizados.

Tabla 5.39. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste para la aleación A359 T6, con valores de desgaste para 10000 vueltas.

Carga, F /N	Coef. fricción, μ	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
10	0,41 \pm 0,04	147000	14,70
20	0,44 \pm 0,01	270000	13,50

En las secciones longitudinales de los canales se pueden ver unas zonas de suave desgaste, con zonas en las que el material está fuertemente deformado y presentando grietas secundarias (Fig. 5.191).

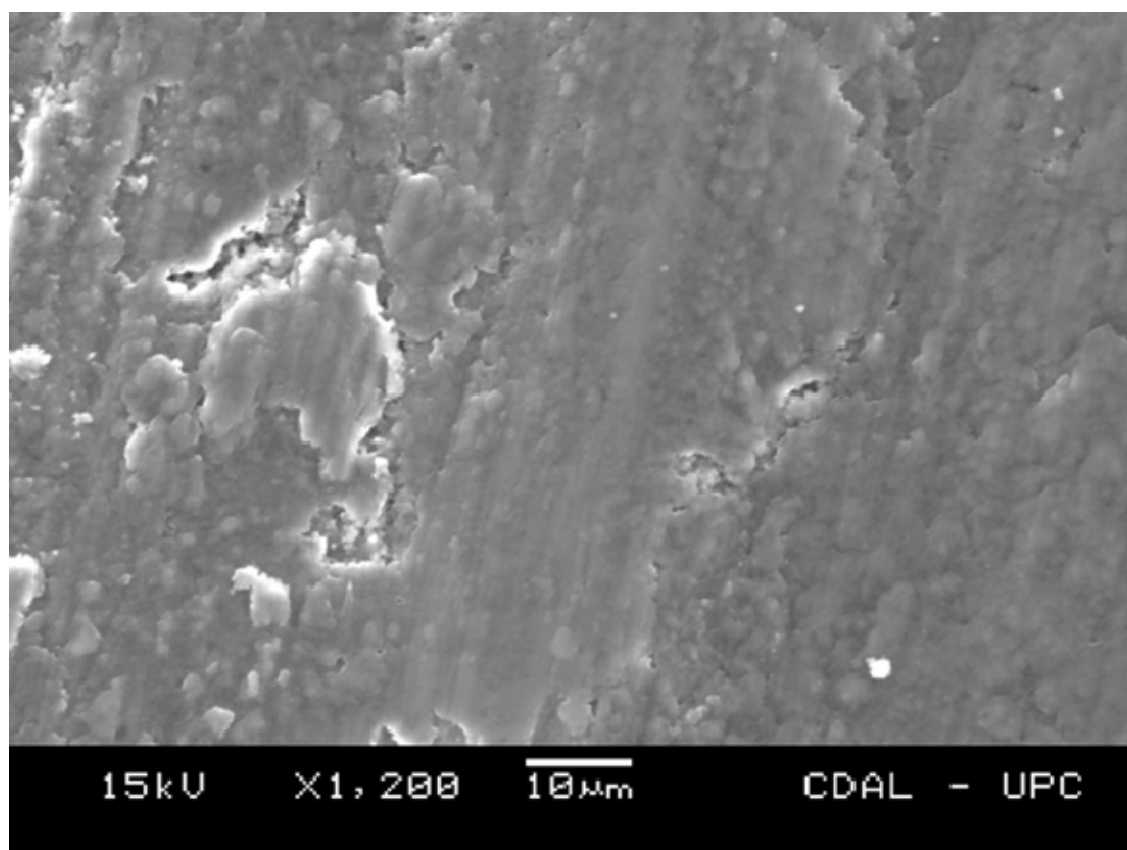


Fig. 5.191. Sección longitudinal del canal de desgaste de la aleación A359 T6.

5.5.2. Material compuesto A359/SiC/20p

Se realizaron ensayos en las mismas condiciones que para la matriz no reforzada. La rugosidad de la muestra, R_a , fue de $1,5 \mu\text{m}$, y la dureza de 120 HBW. La evolución del coeficiente de fricción con la distancia de deslizamiento se describe en la Fig. 5.192 para una carga de 10 N y en la Fig. 5.193 para una carga de 20 N. Para los dos valores de carga aplicados, el coeficiente de fricción se mantiene prácticamente constante con los ciclos de trabajo.

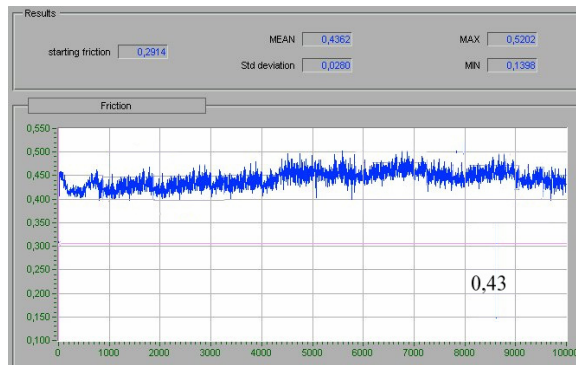


Fig. 5.192. Coeficiente de fricción para el material A359/SiC/20p T6 para una carga de 10N.

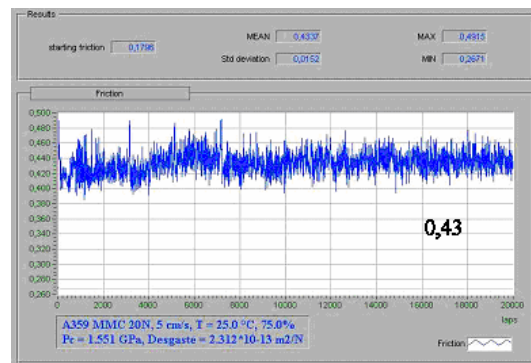


Fig. 5.193. Coeficiente de fricción para el material A359/SiC/20p T6 para una carga de 20N.

En la Fig. 5.194 se presenta la sección transversal del canal de desgaste para una carga de 10 N después 10000 vueltas. Se aprecia en ella una capa inicial con una elevada deformación.

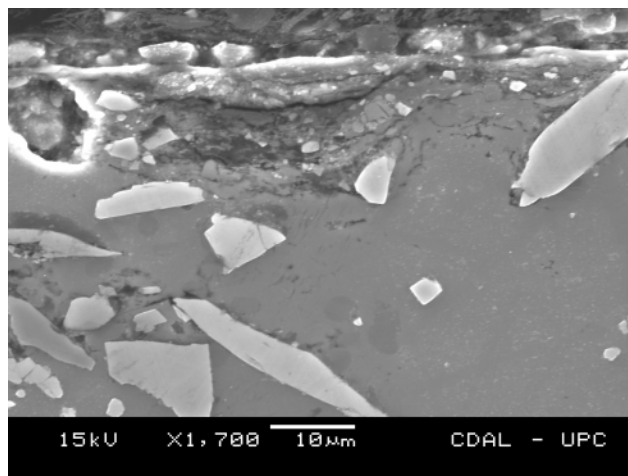


Fig. 5.194. Sección transversal del canal de desgaste del material A359/SiC/20p T6 a las 10000 vueltas para una carga de 10 N.

Esta zona de deformación plástica, de hasta 130 µm de profundidad, está asociada también a la presencia de partículas fracturadas y redondeadas, así como de grietas en la matriz (Fig. 5.195).

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

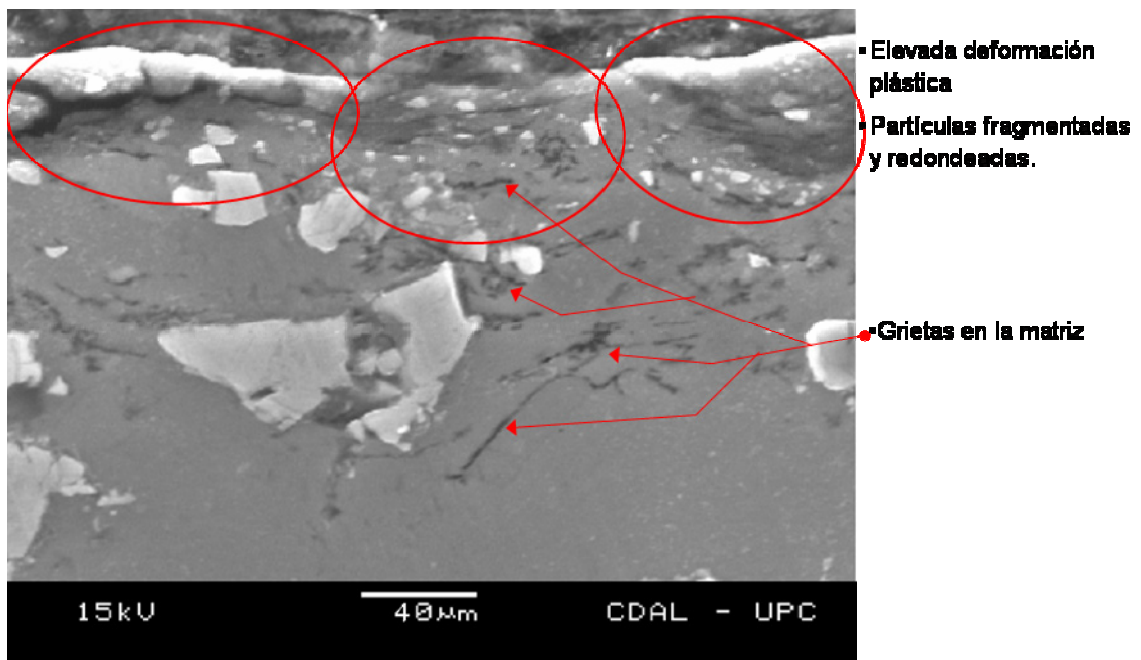


Fig. 5.195. Fragmentación de partículas y grietas en la matriz en A359/SiC/20p T6.

El perfil del canal de desgaste en diferentes estadios de los ensayos con cargas de 10 N y 20 N se presenta en las Figs. 5.196 y 5.197.

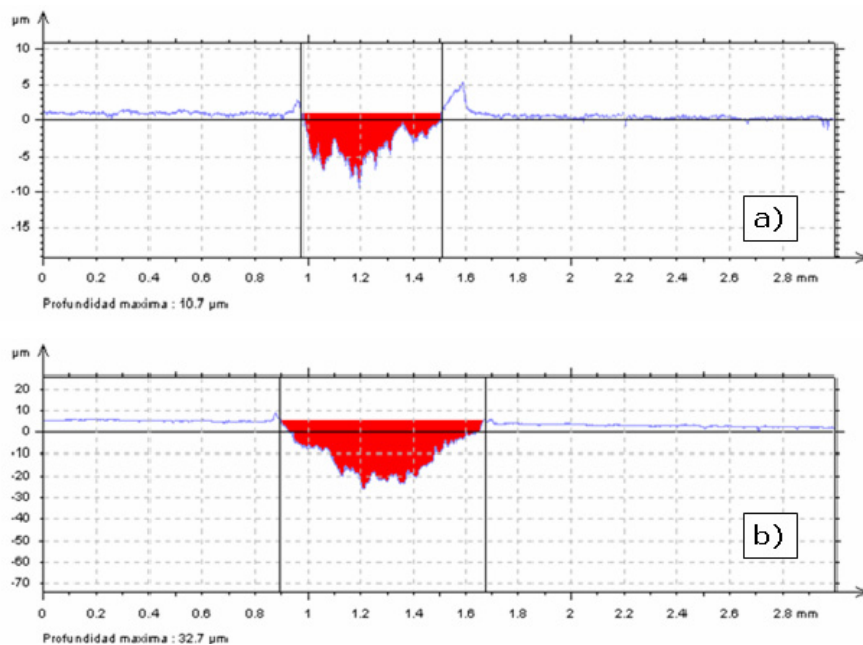


Fig. 5.196. Perfil del canal de desgaste para el material A359/SiC/20p T6 para a) 2000 vueltas y b) 4000 vueltas, con una carga de 10 N.

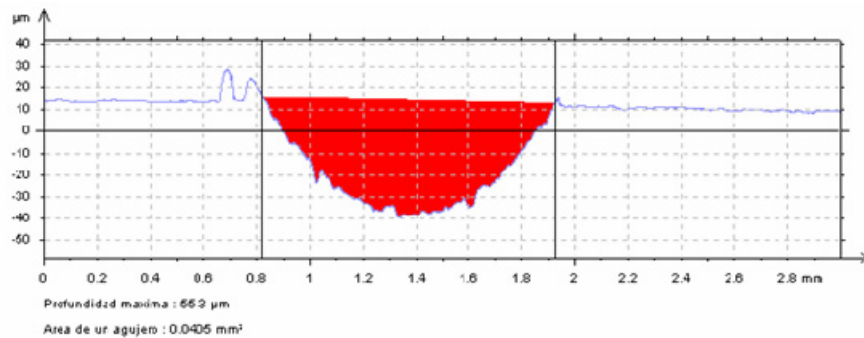


Fig. 5.197. Perfil del canal de desgaste para el material A359/SiC/20p T6 para 10000 vueltas y con una carga de 20 N.

La Tabla 5.40 muestra los valores de los ensayos de desgaste con carga de 10 N.

Tabla 5.40. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste del material compuesto A359/SiC/20p T6 para una carga de 10N.

Nº vueltas, n	Longitud de deslizamiento, L /m	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
2000	1257	4303	2,15
4000	2513	8851	2,21
6000	3770	17185	2,86
8000	5027	25665	3,21
10000	6283	29966	3,00

La gráfica de evolución del desgaste frente al número de vueltas para una carga de 10 N presenta una relación lineal en los intervalos estudiados (Fig. 5.198a), incrementándose la velocidad de desgaste con el nº de vueltas (Fig. 5.198b).

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

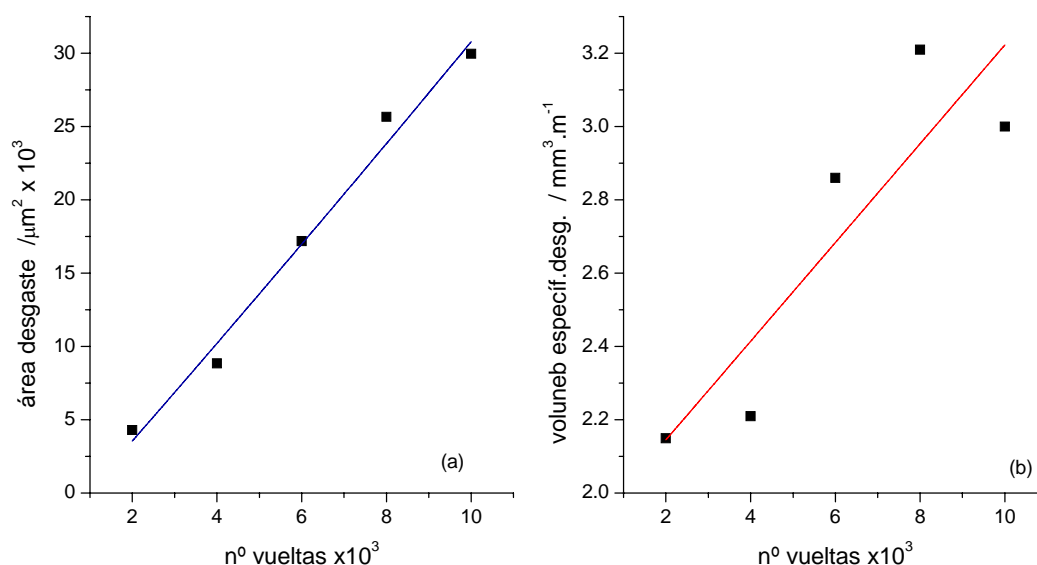


Fig. 5.198. Desgaste acumulado: (a) área de desgaste y (b) volumen específico de desgaste, frente al nº de vueltas para la aleación A359/SiC/20p T6, con una carga de 10 N.

La Tabla 5.41 muestra los valores finales para los dos valores de carga utilizados de 10 N y de 20 N.

Tabla 5.41. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste para el material A359/SiC/20p T6, con valores de desgaste para 10000 vueltas.

Carga, F /N	Coef, fricción, μ	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
10	$0,43 \pm 0,03$	29966	2,99
20	$0,43 \pm 0,01$	92500	4,62

En las secciones longitudinales de este material se aprecia claramente la presencia de cavidades de gran tamaño, producto de procesos de delaminación local en la superficie de desgaste (Fig. 5.199).

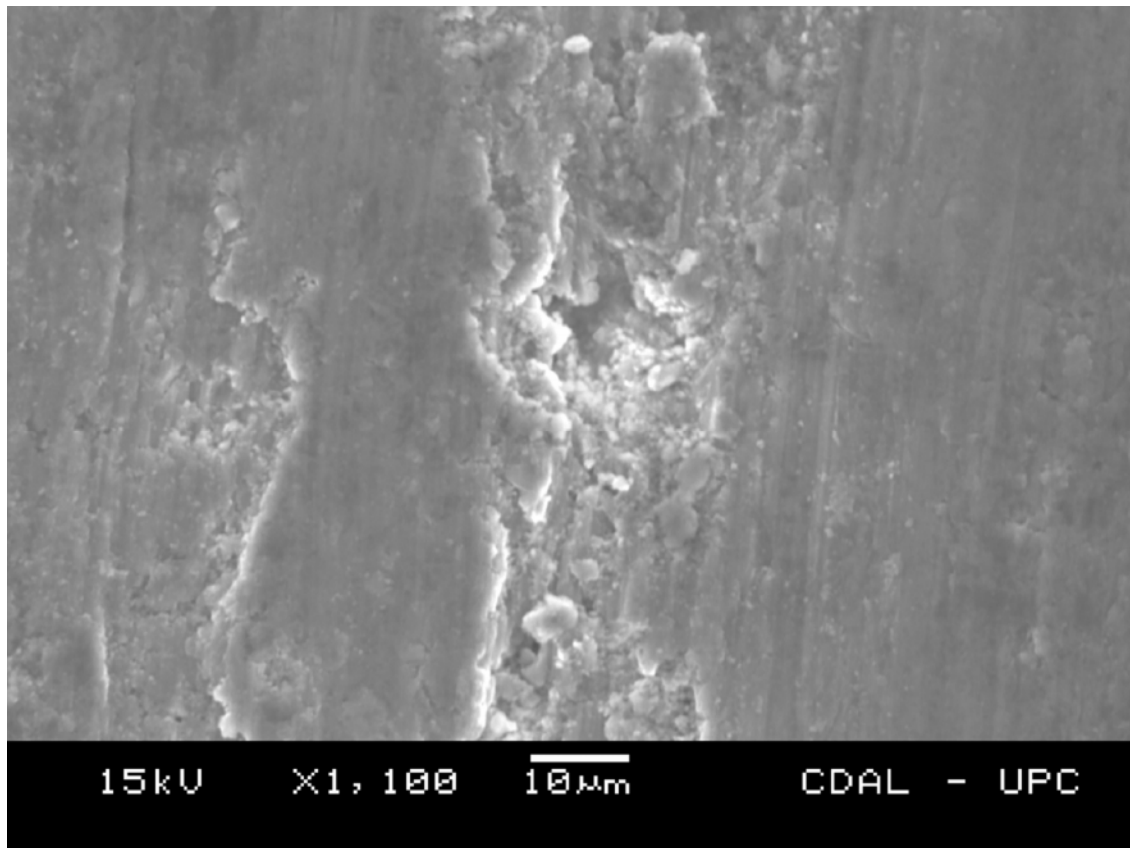


Fig. 5.199. Sección longitudinal del canal de desgaste del material A359/SiC/20p T6.

5.5.3. Aleación A2124

Los ensayos se realizaron con el material en estado T4. La rugosidad de la muestra, R_a , fue de $2,3 \mu\text{m}$, y la dureza de 112 HBW. La evolución del coeficiente de fricción con la distancia de deslizamiento se presenta en la Figs. 5.200 y 5.201, para unas cargas de 10 N y en de 20 N respectivamente. En la Fig. 5.202 se presenta la sección transversal del canal de desgaste para la carga de 10 N y 10000 vueltas, y en las Figs. 5.203 y 5.204 el registro gráfico de los perfiles en diferentes estadios de los ensayos. La Fig. 5.205 muestra la gráfica de evolución del desgaste frente al número de vueltas para una carga de 10 N. La Tabla 5.42 muestra los valores de los ensayos de desgaste a 10 N.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

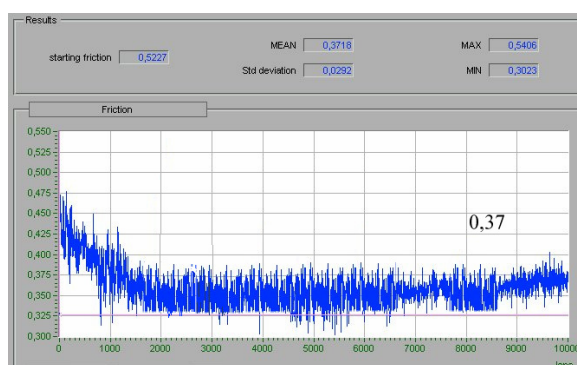


Fig. 5.200. Coeficiente de fricción para la aleación A2124 T4 con una carga de 10N.

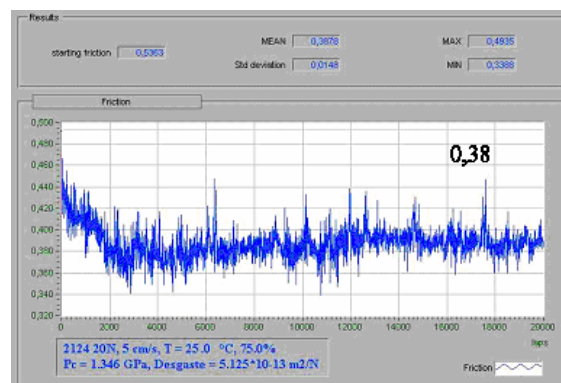


Fig. 5.201. Coeficiente de fricción para la aleación A2124 T4 con una carga de 20 N.

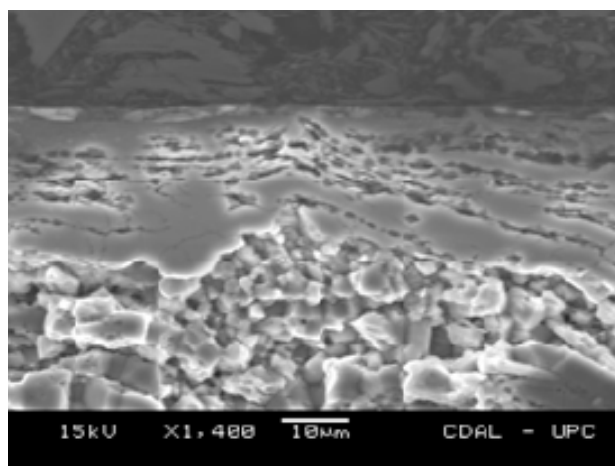


Fig. 5.202. Sección transversal del canal de desgaste de la aleación A2124 T4 a las 10000 vueltas, con una carga de 10 N.

Tabla 5.42. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste de la aleación A2124 T4 para una carga de 10N.

Nº vueltas, n	Longitud de deslizamiento, L /m	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
2000	1257	27718	13,86
4000	2513	36250	9,06
6000	3770	47800	7,97
8000	5027	61000	7,63
10000	6283	79200	7,92

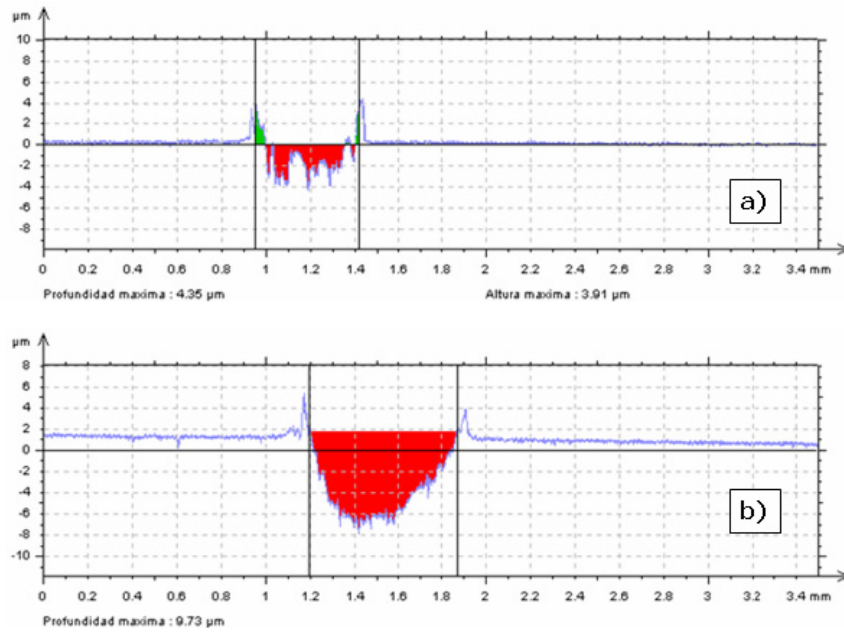


Fig. 5.203. Perfil del canal de desgaste para la aleación A2124 T4 para a) 2000 vueltas y b) 4000 vueltas, para una carga de 10 N.

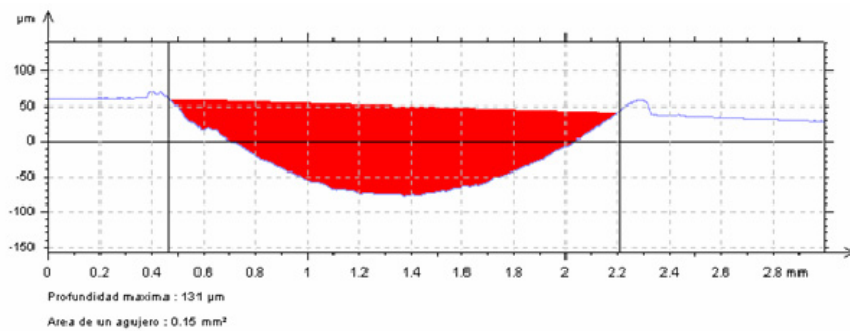


Fig. 5.204. Perfil del canal de desgaste para la aleación A2124 T4 para 10000 vueltas y con una carga de 20 N.

La Tabla 5.43 muestra los valores finales para los dos valores de carga utilizados.

Tabla 5.43. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste de la aleación A2124 T4, con valores de desgaste para 10000 vueltas.

Carga, F /N	Coef, fricción, μ	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
10	$0,37 \pm 0,03$	79200	7,92
20	$0,39 \pm 0,01$	205000	10,25

La evolución del desgaste con el nº de vueltas muestra un incremento del área de desgaste con el recorrido (Fig. 5.205a), disminuyendo la velocidad de desgaste con el nº de vueltas (Fig. 5.205b). Este comportamiento es similar al mostrado por la aleación A359 T6.

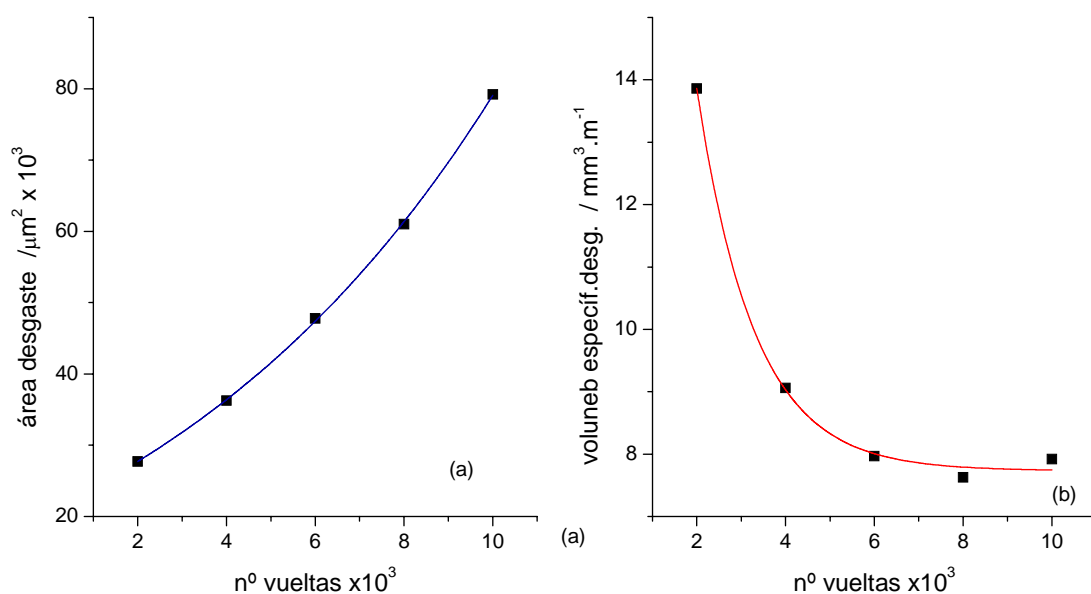


Fig. 5.205. Desgaste acumulado: (a) área de desgaste y (b) volumen específico de desgaste, frente al nº de vueltas para la aleación A2124 T4, con una carga de 10 N.

En las secciones longitudinales de los canales se pueden ver zonas de suave desgaste, con zonas en las que el material está ampliamente deformado y presentando grietas secundarias, de menor tamaño que para la aleación A359 T6 (Fig. 5.206).

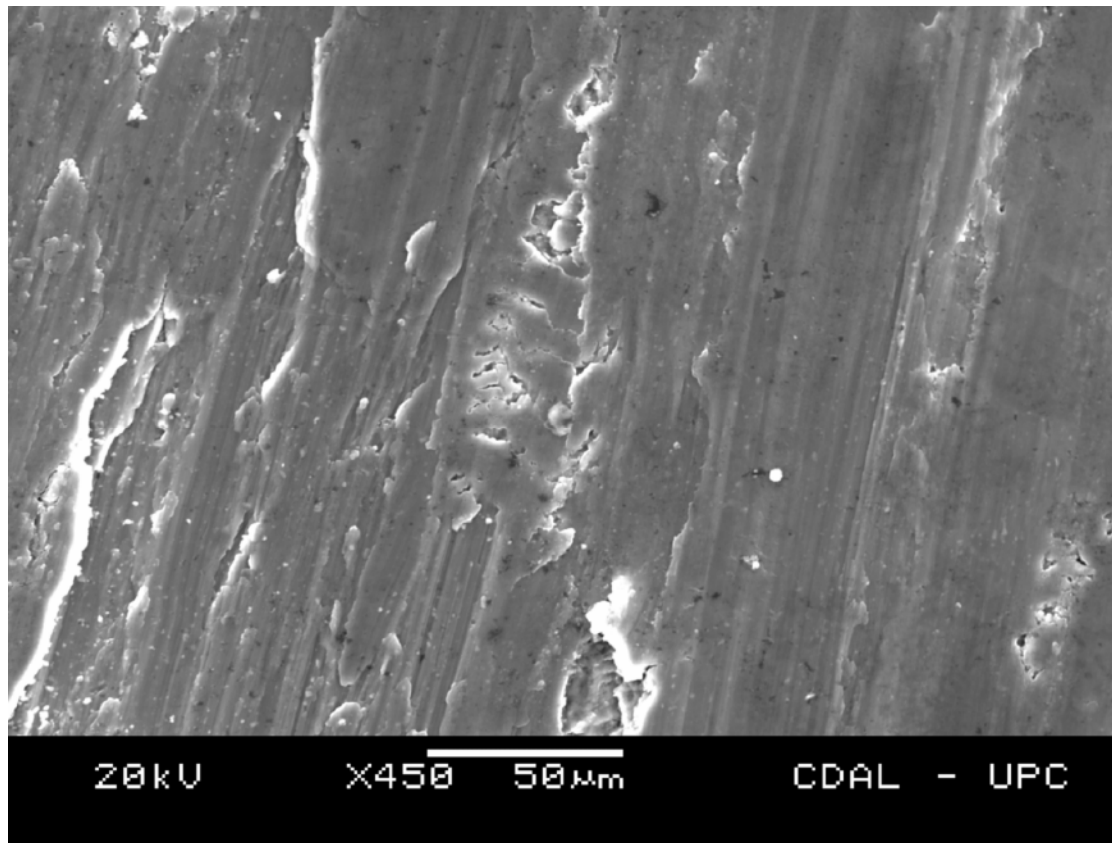


Fig. 5.206. Sección longitudinal del canal de desgaste del material A2124 T4.

5.5.4. Material compuesto A2124/SiC/17p

Los ensayos se realizaron con el material en estado T4. La rugosidad de la muestra, R_a , fue de $1,3 \mu\text{m}$, y la dureza de 169 HBW. La evolución del coeficiente de fricción con la distancia de deslizamiento, para una carga de 10 N, se muestra en la Fig. 5.207. En la Fig. 5.208 se presenta la sección transversal del canal de desgaste, y en las Figs. 5.209 y 5.210 las gráficas de evolución del desgaste frente al número de vueltas.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

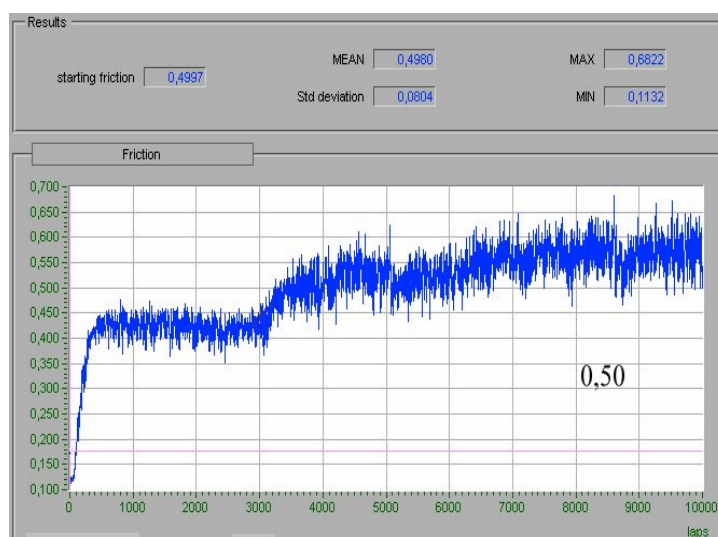


Fig. 5.207. Coeficiente de fricción para el material A2124/SiC/17p T4 con una carga de 10 N.

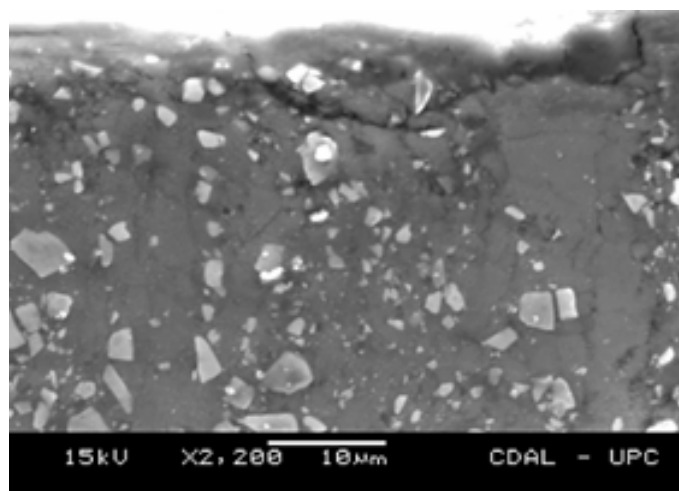


Fig. 5.208. Sección transversal del canal de desgaste del material A2124/SiC/17p T4 a las 10000 vueltas con una carga de 10 N.

La Tabla 5.44 muestra los valores de los ensayos de desgaste con una carga aplicada de 10 N.

Tabla 5.44. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste del material compuesto A2124/SiC/17p T4.

Nº vueltas, n	Longitud de deslizamiento, L /m	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
2000	1257	3108	1,55
4000	2513	6556	1,64
6000	3770	11624	1,94
8000	5027	15190	1,90
10000	6283	23406	2,34

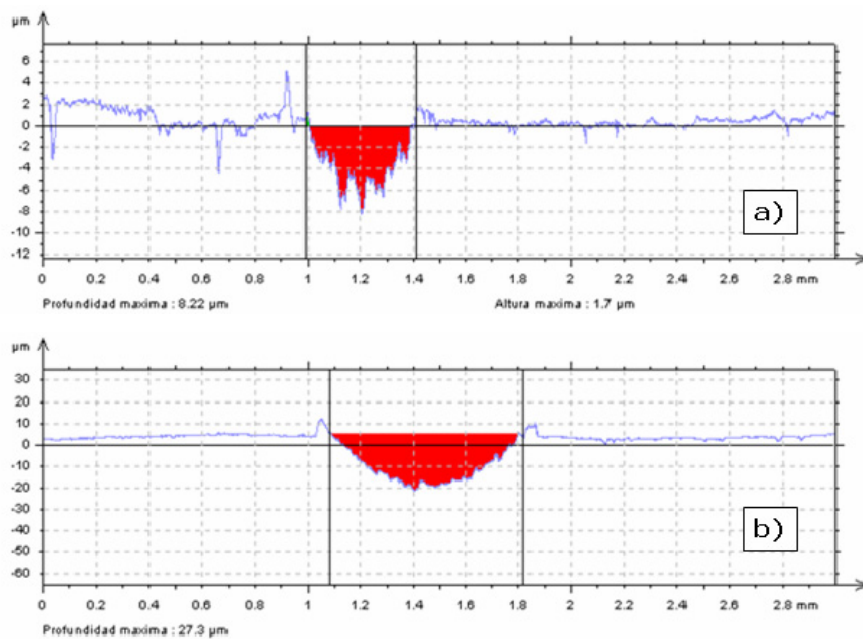


Fig. 5.209. Perfil del canal de desgaste para el material A2124/SiC/17p T4 para a) 2000 vueltas y b) 4000 vueltas, con una carga de 10 N.

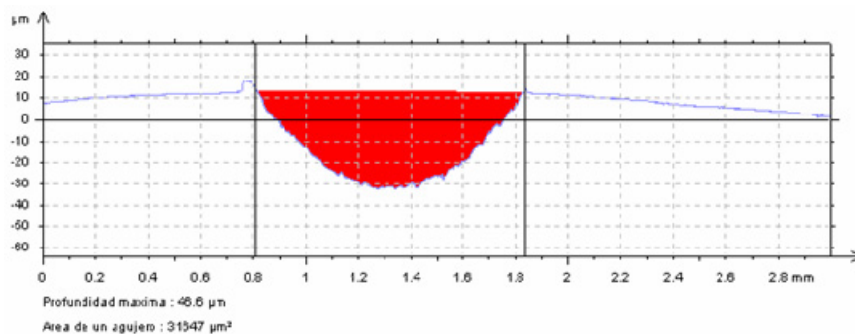


Fig. 5.210. Perfil del canal de desgaste para el material A2124/SiC/17p T4 para 10000 vueltas y con una carga de 20 N.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

La Tabla 5.45 muestra los valores finales con los dos valores de carga utilizados.

Tabla 5.45. Resultados experimentales de los ensayos de desgaste para el material A2124/SiC/17p T4, con valores de desgaste para 10000 vueltas.

Carga, F /N	Coef, fricción, μ	Área canal, A / μm^2	Volumen específico desgaste, v / $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$
10	$0,49 \pm 0,08$	23406	2,34
20	$0,39 \pm 0,03$	75000	3,75

La gráfica de evolución del desgaste frente al número de vueltas con una carga de 10 N presenta un incremento del área de desgaste con el recorrido en los intervalos estudiados (Fig. 5.211a), incrementándose la velocidad de desgaste con el n° de vueltas (Fig. 5.211b).

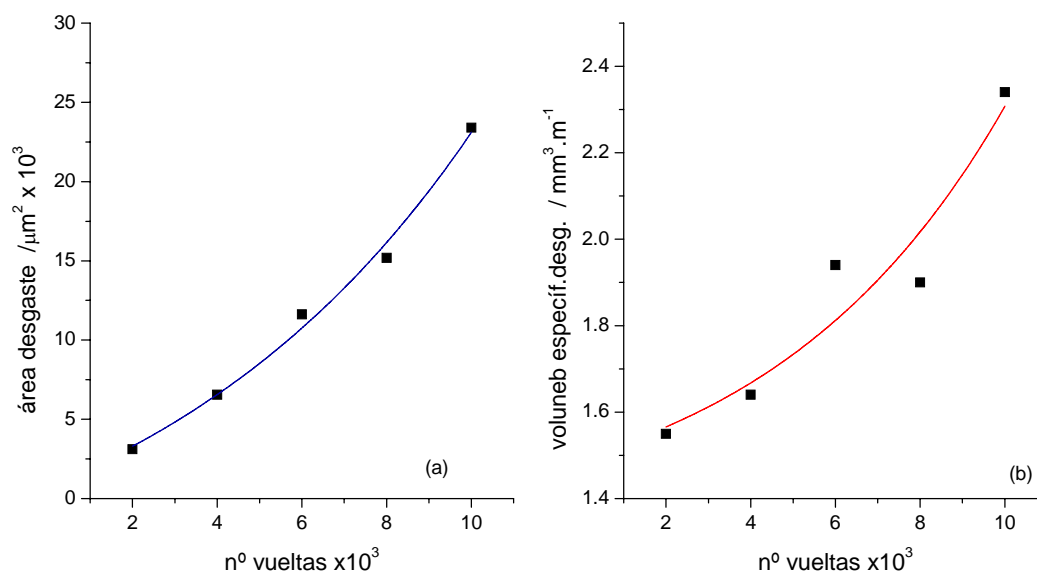


Fig. 5.211. Desgaste acumulado: (a) área de desgaste y (b) volumen específico de desgaste, frente al n° de vueltas para la aleación A2124/SiC/17p T4, con una carga de 10 N.

En las secciones longitudinales de este material se aprecia claramente la presencia de cavidades que resultarían de procesos de delaminación local en la superficie de desgaste (Fig. 5.212).

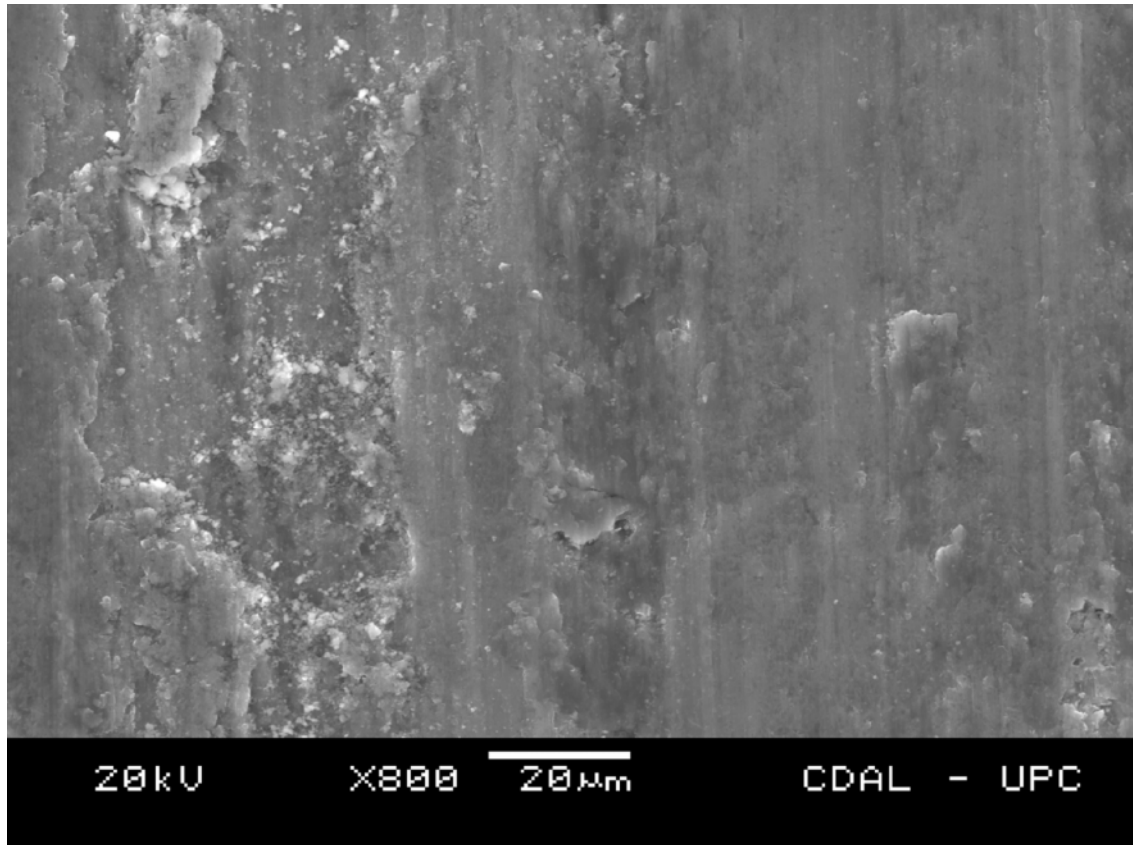


Fig. 5.212. Sección longitudinal del canal de desgaste del material A2124/SiC/17p T4.

5.5.5. Discusión de resultados

5.5.5.1. Efecto del refuerzo en el coeficiente de fricción

El coeficiente de fricción dinámico es inicialmente inferior para los materiales compuestos en relación a sus respectivas aleaciones monolíticas (Figs, 5.184, 5.192, 5.200 y 5.207), siendo no obstante muy disímil su evolución (Fig. 5.213). Así, para las aleaciones monolíticas se aprecia una disminución en las primeras etapas de deslizamiento, hasta hacerse prácticamente constante a partir de las 3000 vueltas. Los materiales reforzados tienen una variación del coeficiente de fricción bastante heterogénea, mostrando el material de fundición un comportamiento similar al de su correspondiente matriz, mientras que el material de forja muestra un valor inicial inferior al resto de materiales objeto de este análisis, incrementándose a medida que avanza el ensayo.

A partir de un cierto número de ciclos, y en general en lo que se podría considerar estado estacionario, el coeficiente de fricción dinámico se ha mostrado, en nuestro caso, siempre superior en los materiales reforzados.

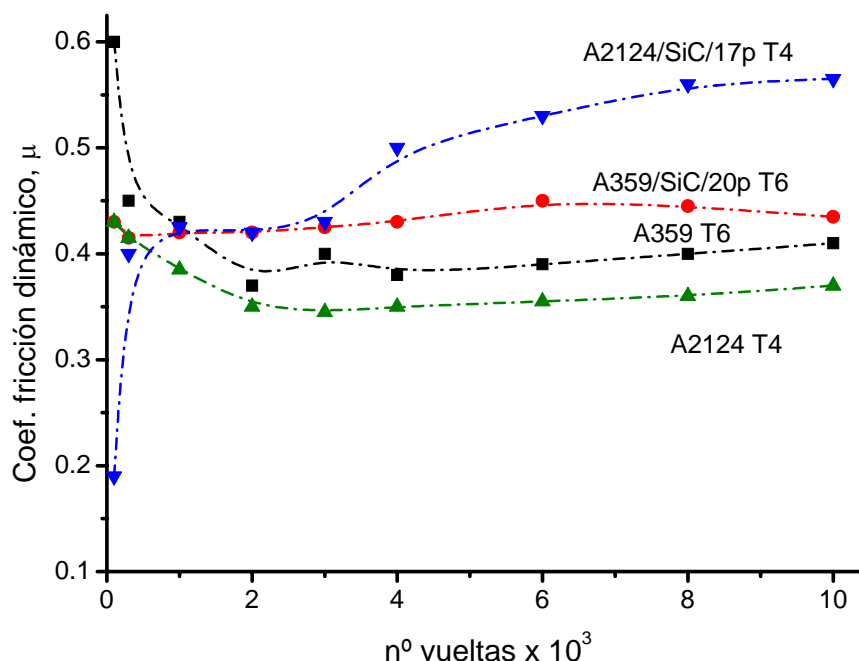


Fig. 5.213. Variación del coeficiente de fricción dinámico con el nº de vueltas, para una carga aplicada de 10 N.

Estas variaciones no siempre son coincidentes con otros estudios, aunque un problema general al intentar establecer comparaciones es la variedad en las condiciones de los ensayos tribológicos utilizados, tanto por la topología (*pin-on-disc*, *block-on-ring*, *ball-on-flat*, *flat-on-flat*, etc.) como por las variables (velocidades, cargas, humedades, etc.), en incluso los propios materiales (tipos de partículas, tratamientos térmicos, etc.)

Independientemente de la configuración de los ensayos realizados, en general se observa un incremento del coeficiente de fricción dinámico con el número de ciclos, estabilizándose alrededor de las 10000 vueltas en ensayo *fretting ring* [MHS96] o de 500 m de recorrido en ensayo *block-on-ring* [XTB03].

Este comportamiento es similar al mostrado por el material compuesto A2124/SiC/17p T4, que se estabiliza a partir de unos 8000 ciclos, y se explica por un cambio progresivo de los mecanismos de desgaste [HMH00]. Inicialmente se originaría una deformación y eliminación de las asperezas superficiales en la matriz de aluminio, lo que originaría un incremento de la superficie de contacto y, en consecuencia, del coeficiente de fricción [XTB03]. Una inicial resistencia a la adhesión-soldadura entre las superficies en contacto, debido a la buena distribución de las partículas, justificaría el bajo valor inicial del coeficiente de fricción en estas primeras etapas [MHH97]. A medida que el proceso avanza, algunas partículas de refuerzo se incorporan al desgaste, coexistiendo un desgaste de tipo abrasivo con otro adhesivo. Estas partículas desprendidas harían incrementar el coeficiente de fricción [MAk00].

La etapa siguiente, o simultánea, en una aleación de aluminio, sería la adhesión-soldadura entre las superficies en contacto [MHS96], lo que haría aumentar el valor de la fricción hasta llegar a un régimen estacionario, régimen al que se llegaría con la formación de una capa de transferencia del material previamente arrancado de la superficie. En nuestro caso este régimen se alcanzaría con un equilibrio de ambos mecanismos.

En otros casos se produce una disminución inicial del coeficiente de fricción con el n° de ciclos [NFT00], fenómeno observado en las aleaciones monolíticas (Fig. 5.186). Esto se justifica por la diferencia en los mecanismos de desgaste durante el proceso [HBa95] y atribuible a un aplanamiento o pulido de la superficie por el propio proceso [YCC98] o a la formación de la capa de transferencia [LGW00]. En otros estudios se hace referencia a la posible evolución de la dureza del material durante el ensayo, debido a un posible endurecimiento por deformación o al calentamiento de la muestra por fricción [BZD00].

Hay que hacer notar la contradicción al imputar un incremento de la fricción en la etapa inicial al pulido o eliminación de asperezas, atribuyéndose al incremento de la superficie de contacto [XTB03], y paralelamente justificar la disminución de dicho coeficiente por este mismo proceso de pulido [YCC98].

La consecuencia de ambas justificaciones sería que realmente existen dos mecanismos competitivos en esta primera etapa: la eliminación de asperezas incrementa la superficie de contacto, lo que incrementaría la resistencia global al deslizamiento, pero al mismo tiempo elimina obstáculos, lo que facilitaría el deslizamiento. La componente mayoritaria en cada caso sería la que proporcionaría una variación en un sentido o en otro del coeficiente de fricción dinámico.

El material compuesto A359/SiC/20p T6 manifiesta un comportamiento intermedio, exhibiendo un valor del coeficiente de fricción prácticamente constante e independiente del recorrido. Su comportamiento tendría que ser más similar al del A2124/SiC/17p, dado que ambos comparten una microestructura basada en la presencia de partículas de SiC. Sin embargo, la distribución irregular de las mismas, así como la presencia de defectos en forma de porosidad, no posibilita un papel tan efectivo del SiC.

Una mayor dureza del material puede contribuir a incrementar el coeficiente de fricción dinámico. Se ha observado este efecto en los materiales estudiados (Fig. 5.214).

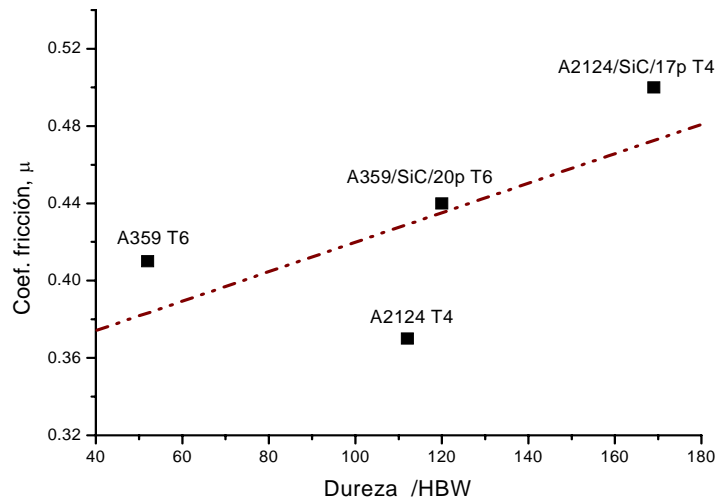


Fig. 5.214. Coeficiente de fricción dinámico a 10000 vueltas vs. dureza para los materiales objeto de estudio.

La rugosidad del material es otro factor que puede contribuir a incrementar el coeficiente de fricción dinámico. Así, se ha podido observar como un incremento de la rugosidad se corresponde con un valor menor del coeficiente de fricción, si bien la dispersión es bastante elevada (Fig. 5.215).

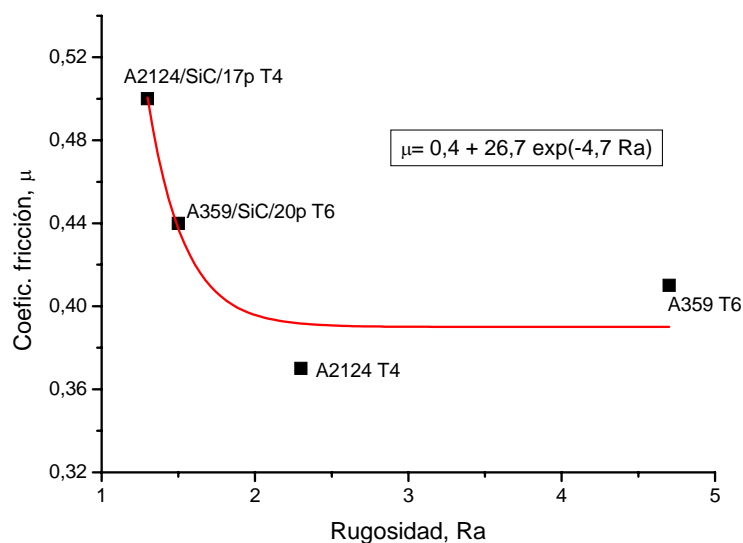


Fig. 5.215. Coeficiente de fricción dinámico a 10000 vueltas vs. rugosidad para los materiales objeto de estudio.

Igualmente se detecta la tendencia a que un coeficiente de fricción bajo viene asociado a materiales con un mayor desgaste, resultados que son coincidentes con otros estudios [LGW00].

No se ha encontrado una variación significativa del coeficiente de fricción dinámico con la carga aplicada, posiblemente debido al bajo nivel de las mismas. Otros trabajos indican que el incremento es significativo para cargas superiores a 70 N [XTB03], muy por encima de la carga máxima utilizada en este estudio.

5.5.5.2. Efecto del refuerzo en la resistencia al desgaste

En las condiciones analizadas (Figs. 5.190a, 5.198a, 5.205a y 5.211a), el desgaste es mayor en las aleaciones no reforzadas que en los materiales compuestos (Fig. 5.216).

Este resultado es coherente con otros estudios realizados en el sentido que el refuerzo con partículas duras, al incrementar la resistencia del material, mejora el comportamiento al desgaste. Este incremento seguiría, en determinados trabajos, el modelo lineal de Archard para el desgaste adhesivo [TFL99], [TLa00], [LGW00], [GOM00] y [DMD01]. Sin embargo, otros estudios ponen de manifiesto un comportamiento no tan lineal, justificándose esta divergencia por la componente de desgaste abrasivo proporcionada por las partículas de refuerzo [MRL98].

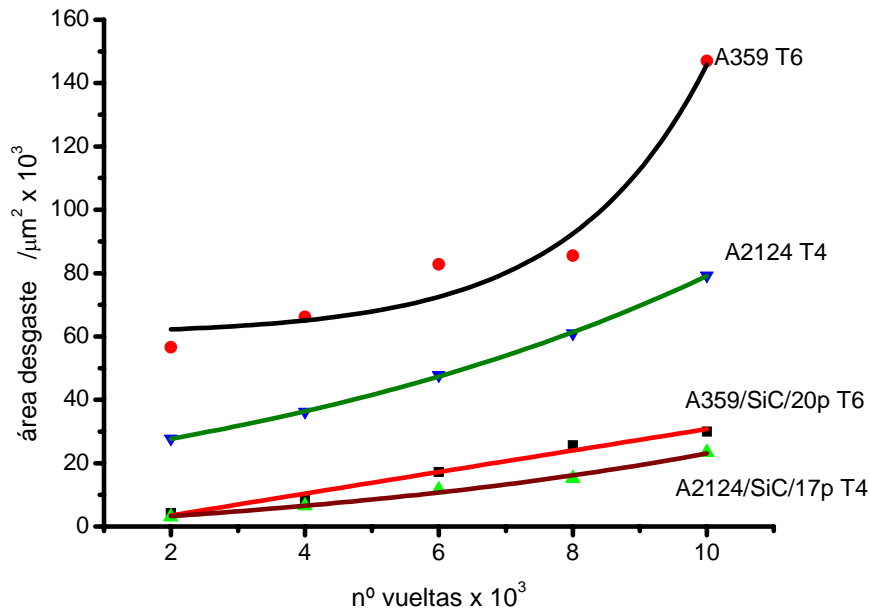


Fig. 5.216. Desgaste acumulado frente al número de vueltas para los distintos materiales estudiados y para una carga de 10 N.

Si graficamos la velocidad de desgaste (Figs. 5.190b, 5.198b, 5.205b y 5.211b), es decir, el volumen específico de desgaste por unidad de longitud, observaremos un comportamiento diferente entre los materiales compuestos y las aleaciones no reforzadas (Fig. 5.217). Así, las aleaciones monolíticas experimentan inicialmente un desgaste mucho más elevado en valor absoluto, la velocidad con la que éste se produce va disminuyendo con el número de ciclos. En los materiales reforzados sucede el fenómeno inverso, incrementándose la velocidad de desgaste con el tiempo. Estos resultados sugieren mecanismos de desgaste diferentes para los distintos materiales.

Los resultados de este estudio indican una buena aproximación a un modelo lineal de Archard para las condiciones estudiadas. Sin embargo, se observa un salto brusco en esta correlación de las aleaciones monolíticas a los materiales reforzados (Fig. 5.218), lo que pondría de manifiesto esta variabilidad en los mecanismos de desgaste.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

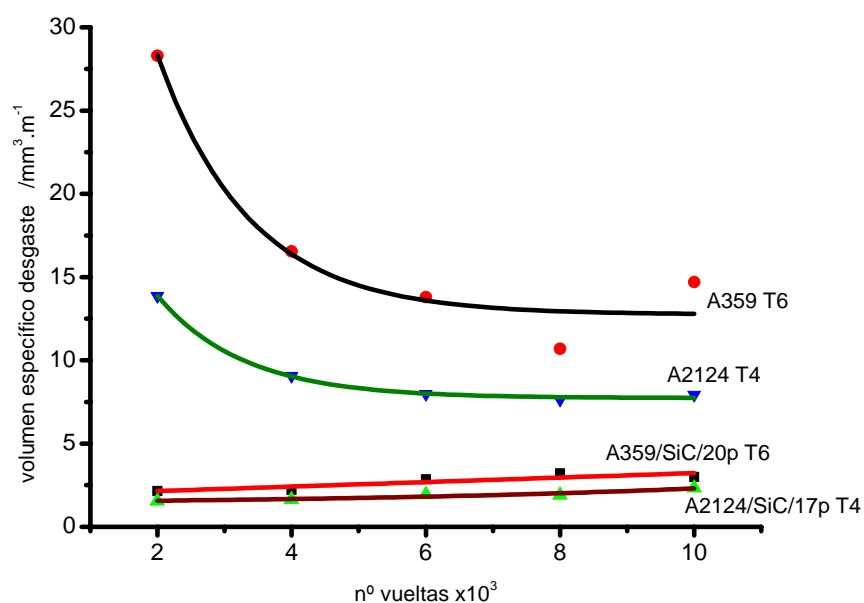


Fig. 5.217. Volumen específico de desgaste frente al número de vueltas para los distintos materiales estudiados y para una carga de 10 N.

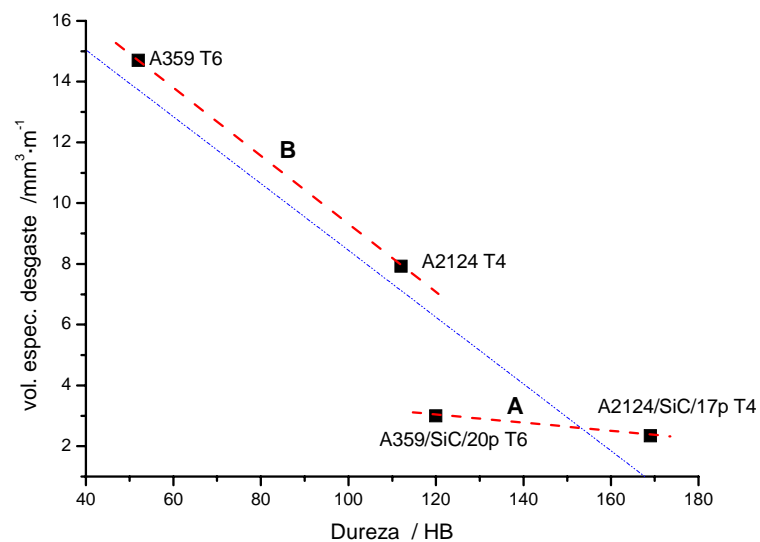


Fig. 5.218. Volumen específico de desgaste a 10000 vueltas frente a la dureza de los distintos materiales.

La fuerte disminución de la velocidad de desgaste que se ha podido observar en los materiales no reforzados (Fig. 5.217) se podría justificar por el incremento de la superficie de contacto y la disminución de la presión real entre la bola del pin y el material debido al elevado desgaste en las etapas iniciales (Fig. 5.219).

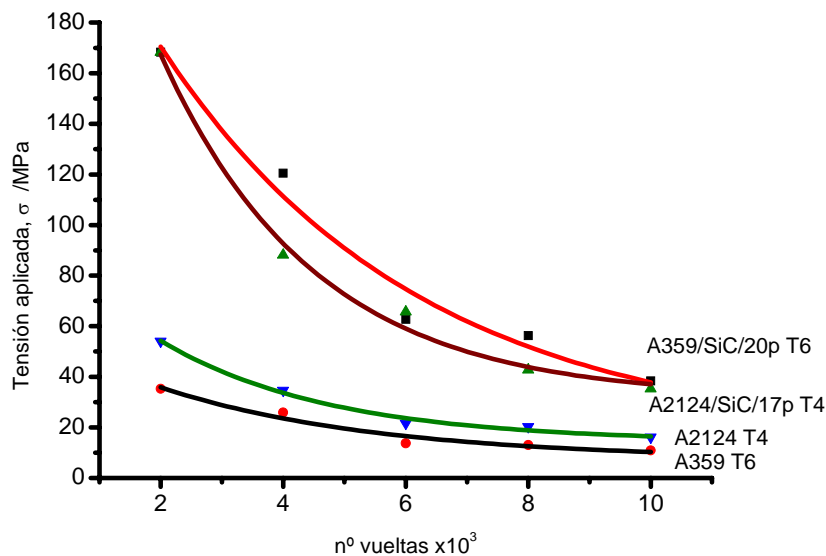


Fig. 5.219. Tensión hertziana aplicada en las zonas de contacto bola-muestra, para una carga aplicada de 20 N.

Si normalizamos el volumen específico de desgaste mediante su relación con la presión real aplicada (Fig. 5.220) veremos que existe una clara analogía entre el desgaste acumulado (Fig. 5.216) y el volumen específico de desgaste, una vez normalizado.

Las diferencias son menos relevantes en los materiales compuestos (Fig. 5.220a), siendo mayor en cualquier caso para los materiales de fundición.

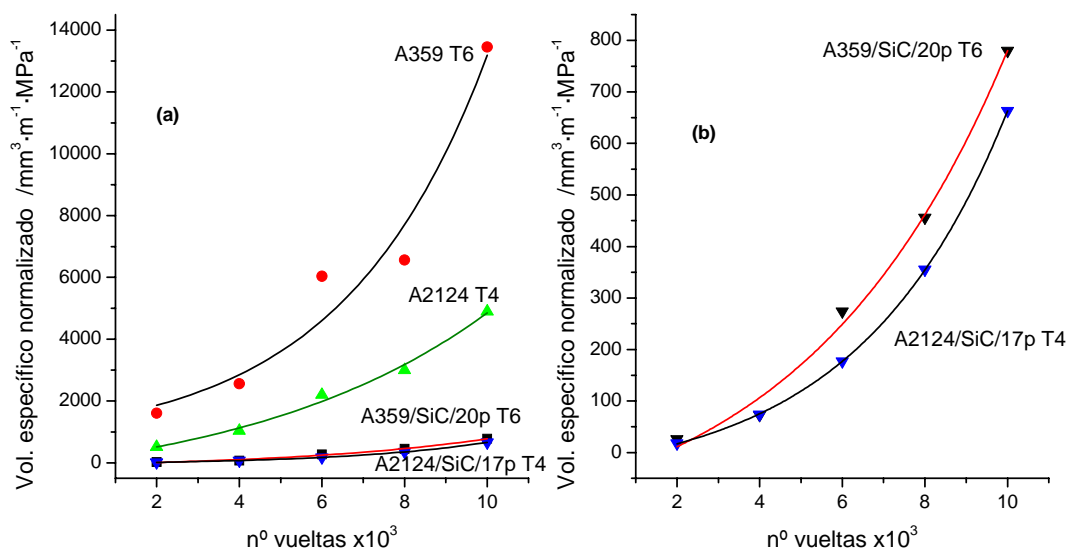


Fig. 5.220. Volumen específico normalizado de desgaste frente al número de vueltas para los distintos materiales estudiados y para una carga de 10 N.

El análisis de los canales de desgaste mediante microscopia electrónica (Figs. 5.191, 5.199, 5.206 y 5.212) revela en parte estas diferencias en el comportamiento de los diferentes materiales estudiados.

En las secciones longitudinales de los materiales compuestos se aprecia claramente la presencia de cavidades, de mayor tamaño para el material A359/SiC/20p T6, y que resultarían de procesos de delaminación local en la superficie de desgaste (Fig. 5.199). Este fenómeno sería el responsable de los fallos en estos materiales [TFL99].

En estas mismas cavidades se detecta la presencia de partículas más redondeadas y pequeñas, como resultado de la fragmentación de los cristales de SiC de estos materiales (Figs 5.194 y 5.195).

La existencia de zonas con deformación plástica, de hasta 130 μm en el material A359/SiC/20p T6 (Fig. 5.195), o de hasta 50 μm en el material A2124/SiC/17p T4 (Fig. 5.208), así como de partículas fracturadas y de grietas en la matriz de ambos materiales, indican la presencia de campos de tensiones elevados en estas regiones. Estas tensiones estarían generadas por la aplicación de cargas con el *pin* desde la superficie externa.

Cuando sobre la superficie del material se aplica una carga suficiente, la fase continua se deforma plásticamente, imponiendo una transferencia de carga a las partículas de refuerzo si existe una buena adhesión entre ambas fases [MML95]. Esta transferencia de carga puede llegar a causar la fractura de las partículas si las tensiones locales son lo suficientemente elevadas (Fig. 5.221b).

Otra posible causa de la formación de microgrietas podría ser la decohesión de las partículas o incluso la incubación de microgrietas en la matriz, en zonas próximas a las partículas de refuerzo o a las de silicio para el caso de los materiales de fundición (Figs. 5.221a y 5.221c).

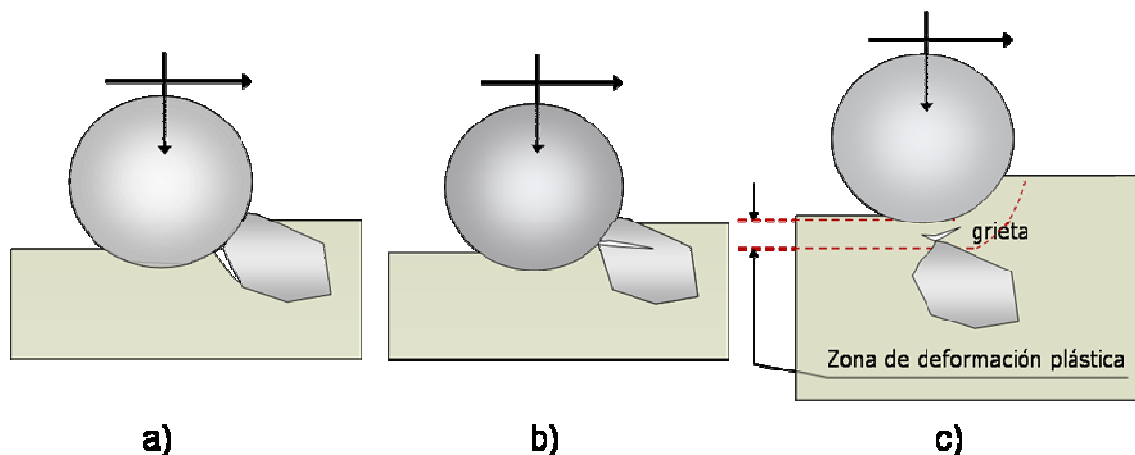


Fig. 5.221. Mecanismos de daño en los materiales compuestos: a) decohesión partícula-matriz, b) rotura de partículas y c) formación de microgrietas en la matriz en zonas de máxima concentración de tensiones.

Estos diferentes mecanismos provocarían la formación de microgrietas que progresivamente irían creciendo hasta alcanzar la superficie de la muestra, desprendiéndose zonas de material, que originarían un incremento del desgaste. La decohesión no ha sido un mecanismo importante detectado en nuestros materiales, lo que implica una buena adhesión partículas-matriz.

En general se pueden diferenciar tres regiones desiguales en las muestras analizadas (Figs. 5.195 y 5.222). En las zonas más internas no aparecen marcas de deformación plásticas, y se mantiene la integridad de las partículas de refuerzo: en el caso de los materiales compuestos, o de las partículas de silicio en la aleación A359. Más cerca de la superficie se aprecian grietas paralelas a la superficie o con una cierta inclinación, y se hace evidente la aparición de partículas fracturadas, más frecuentes en el caso del material A359/SiC/20p.

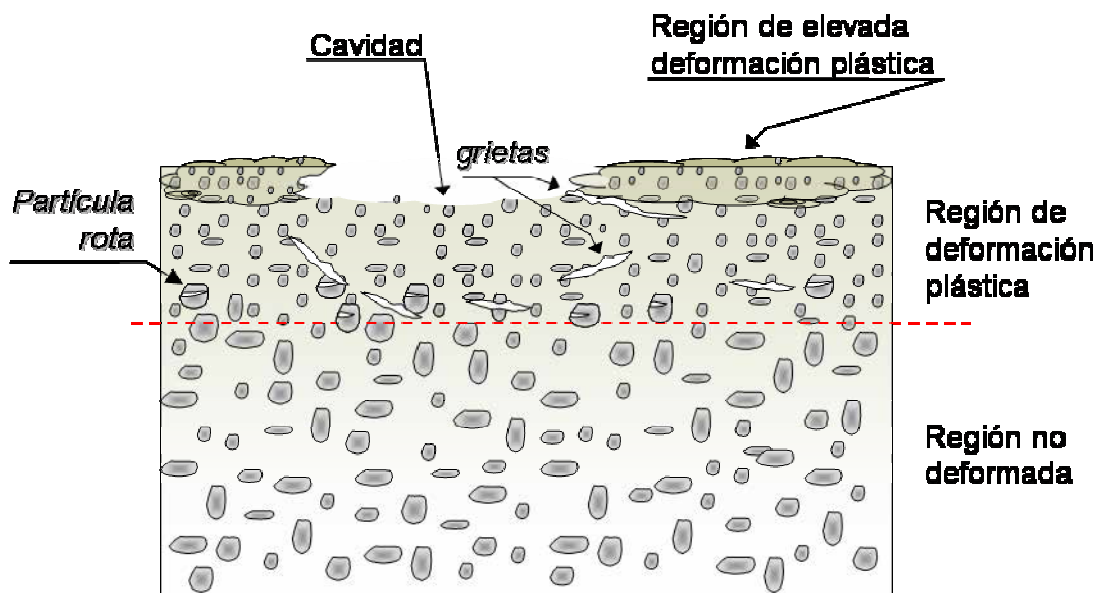


Fig. 5.222. Esquema de los mecanismos de desgaste en los materiales compuestos.

La superficie de contacto sería esta tercera zona. Está formada por una capa de material altamente degradado, con partículas muy fragmentadas (tramo AB de la Fig. 5.223), y las cavidades anteriormente mencionadas (tramo BC de la Fig. 5.223), generadas mediante delaminación.

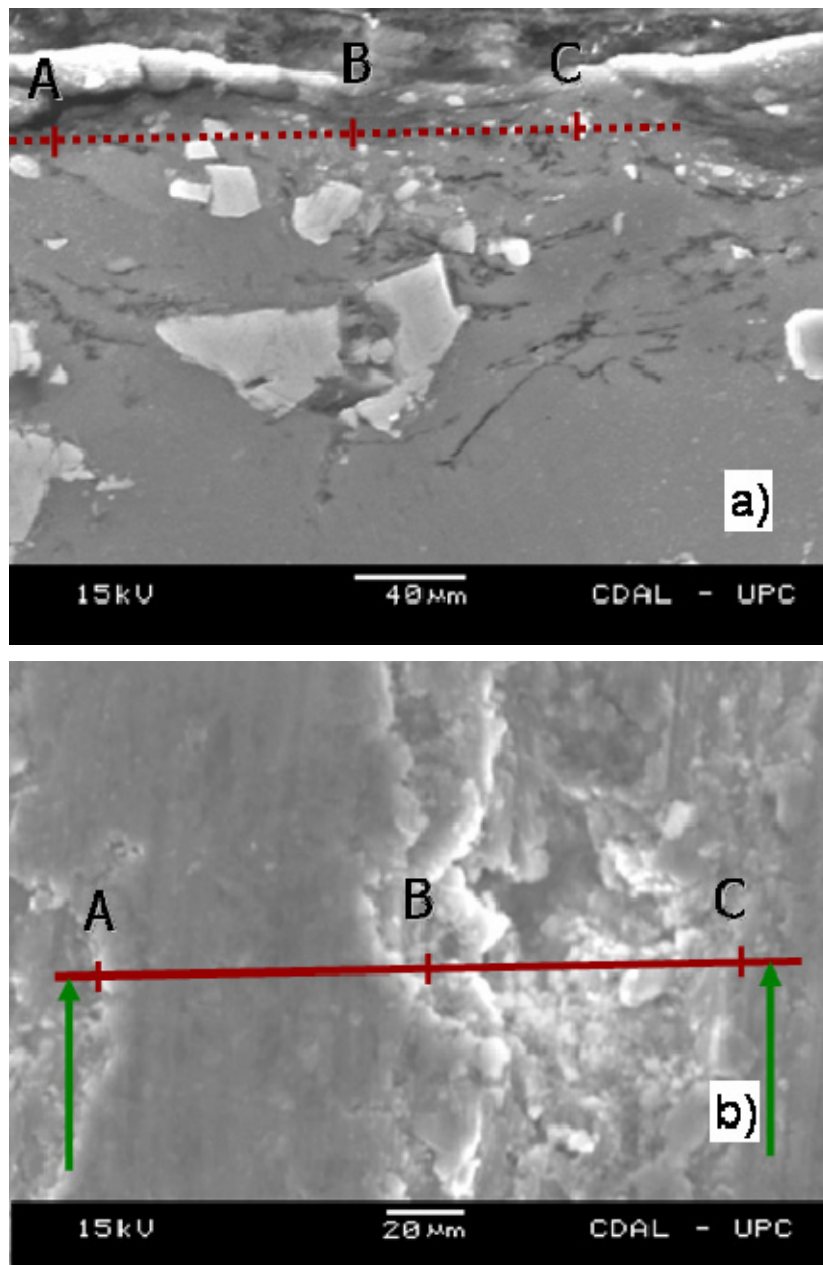


Fig. 5.223. Canal de desgaste: a) sección transversal y b) superficie del canal de desgaste del material A359/SiC/20p T6. Regiones ampliadas de las Figs. 5.5.12 y 5.5.16 respectivamente.

Las partículas de refuerzo actuarían inicialmente en la superficie como protuberancias de elevada dureza, soportando la mayor proporción de carga aplicada y, en consecuencia, protegiendo la matriz del desgaste. Este fenómeno comportaría un incremento de la resistencia al desgaste de estos materiales, y sería más efectivo con una distribución más homogénea de las partículas de refuerzo, como sucede con el material A2124/SiC/17p respecto al A359/SiC/20p, y con una buena adhesión entre la matriz y el refuerzo [DMD01]. La fragmentación de estas partículas, o su decohesión respecto de la matriz, supondría la incorporación de las mismas al proceso de desgaste, iniciándose el desgaste abrasivo de tres cuerpos [HBa95] [DVT02] e incrementándose la velocidad de desgaste.

La capacidad de refuerzo efectivo depende también del tamaño de las partículas. Las partículas grandes son susceptibles de fractura antes que las partículas pequeñas. Ello comporta la generación de grietas en el material y la incorporación de las partículas fragmentadas al proceso. A las causas expresadas en el apartado 5.3 como justificativas de esta tendencia a la fractura del refuerzo, hay que añadir que, con un incremento del tamaño de las partículas decrece el nº de las mismas por unidad de superficie: la carga aplicada es compartida por menos abrasivos y por lo tanto la carga efectiva en cada partícula se incrementa para un tamaño de partícula mayor [DMS02]. Este fenómeno proporciona una mayor probabilidad de fractura.

Las partículas pequeñas, propias del material o generadas en el proceso de fragmentación, pueden quedar atrapadas en la capa deformada, manteniendo su efectividad como refuerzo. Las partículas grandes pueden quedar en la superficie, promoviendo un desgaste abrasivo de tres cuerpos, disminuyendo la resistencia al desgaste [DMS02]. Al mismo tiempo, los aglomerados de partículas, como los observados en el material A359/SiC/20p, no son tan efectivos para resistir las tensiones cizallantes existentes en la superficie durante el deslizamiento del pin [TMa00].

El material compuesto A359/SiC/20p, con partículas de SiC de hasta 42 μm (tabla 5.6), es más sensible a estos fenómenos de fragmentación que no el material A2124/SiC/17p, en el que no se han detectado partículas de SiC mayores a 6 μm (tabla 5.9), por lo que la resistencia al desgaste es inferior.

La capacidad de deformación plástica y de endurecimiento por deformación de los distintos materiales también afectaría su comportamiento ante el desgaste. De esta forma, materiales que muestran un comportamiento frágil, como en este caso lo son los de fundición, tendrán una menor resistencia al desgaste, mientras que los que muestren mayor ductilidad serán más resistentes al desgaste.

La correlación entre la relación de desgaste y la carga aplicada se muestra en la Fig. 5.224. En los límites de carga estudiados se observa un aumento del desgaste con el incremento de la carga, siendo mayor esta variación para las aleaciones monolíticas.

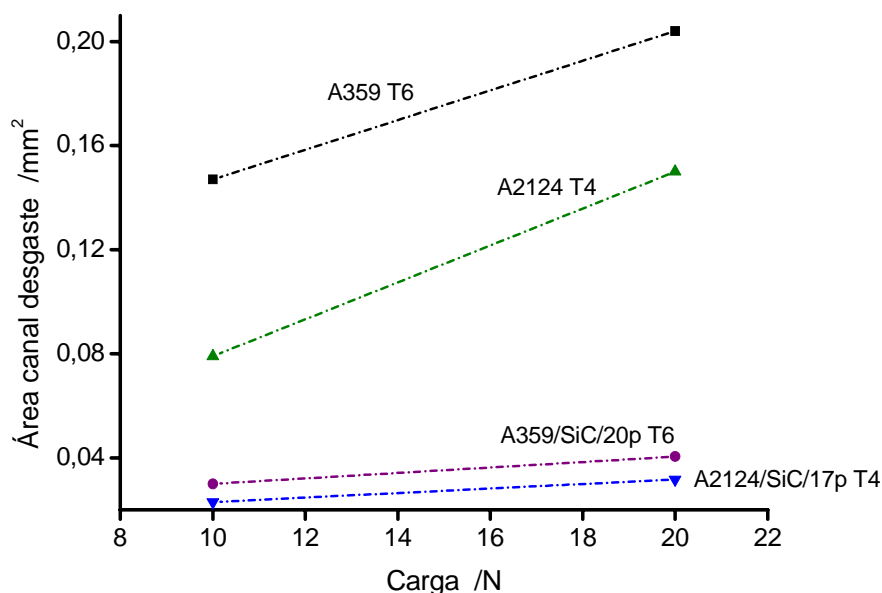


Fig. 5.224. Relación entre el desgaste de los diferentes materiales y la carga aplicada para 10000 vueltas.

Las aleaciones de aluminio experimentan generalmente un incremento de la velocidad de desgaste para un mayor coeficiente de

fricción [Yen97]. En nuestro caso no se observa esta tendencia para el conjunto de materiales (Fig. 5.225). Si bien las aleaciones monolíticas siguen este comportamiento, los materiales reforzados lo hacen en sentido inverso, experimentando mayor desgaste el material con menor coeficiente de fricción. Este hecho vuelve a poner de manifiesto la importancia de la buena distribución de las partículas y el pequeño tamaño de las mismas frente a otros parámetros que podríamos considerar.

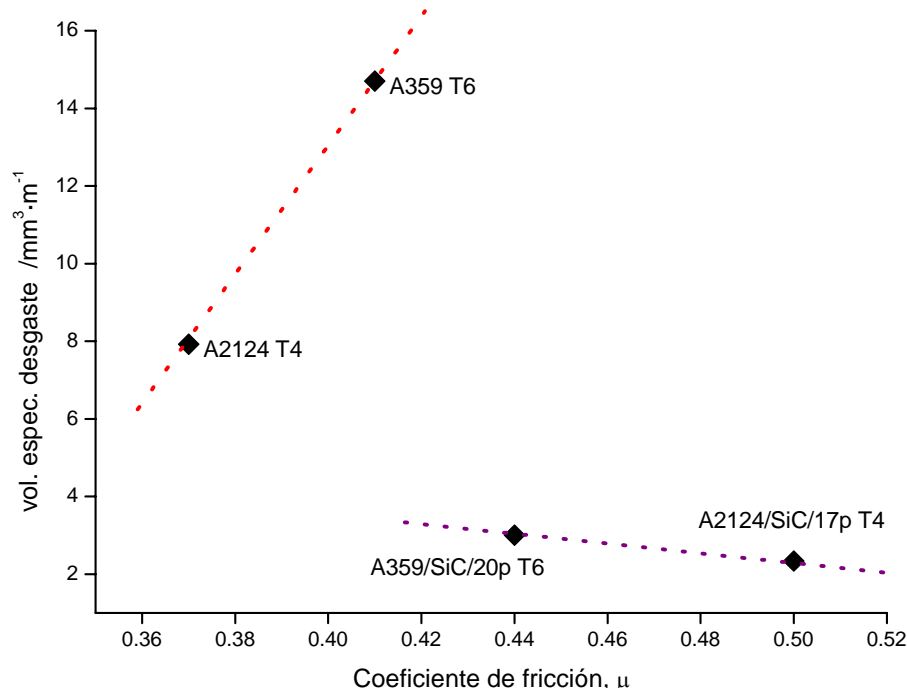


Fig. 5.225. Relación entre el desgaste específico de los diferentes materiales y el coeficiente de fricción dinámico.

Analíticamente, se considera que las gráficas de desgaste tienen dos etapas: una primera etapa, de carácter transitorio, y donde la velocidad de desgaste es exponencial, y una segunda etapa de estado estacionario, donde el desgaste sigue un modelo lineal del tipo Archard [YAN03]. Para cada material se pueden diferenciar estas etapas (Fig. 5.226), asumiendo que entran en régimen transitorio a partir de las 8000 vueltas en su conjunto (Fig. 5.213).

Los resultados de dicho análisis se muestran en la Tabla 5.46.

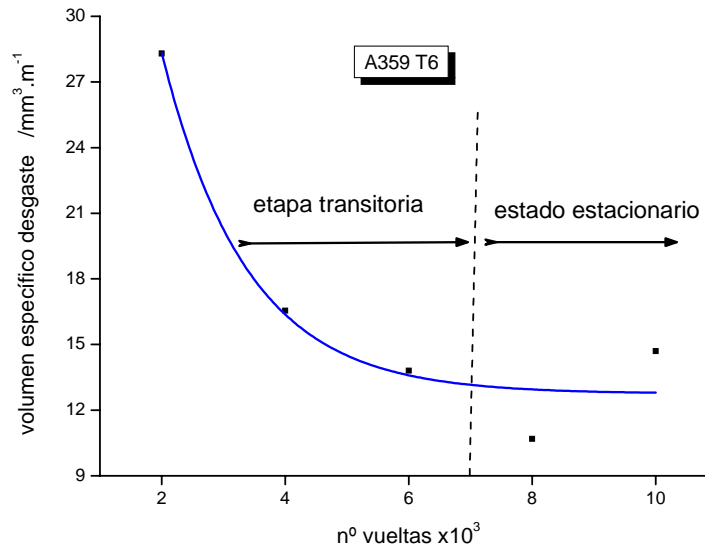


Fig. 5.226. Etapas en el proceso de desgaste del material A359 T6.

Tabla 5.46. Ecuaciones constitutivas del desgaste para los distintos materiales.

Material	Ecuación general			Etapa transitoria			Estado estacionario	
	$v = v_o + A_1 e^{\left(\frac{-L}{t_1}\right)}$			$v = v_o + B_1 e^{\left(\frac{-L}{t_2}\right)}$			$v = A + BL$	
	V_0	A_1	t_1	V_0	B_1	t_2	A	B
A359 T6	12	67	$1,4 \times 10^3$	13	65	$1,4 \times 10^3$	13,2	$-0,1 \times 10^{-5}$
A2124 T4	7,7	29	$1,3 \times 10^3$	7,6	27	$1,4 \times 10^3$	8,1	-3×10^{-5}
A359/SiC/20p T6	3,6	-2,1	$6,8 \times 10^3$	1216	-1214	6×10^7	2,2	9×10^{-5}
A2124/SiC/17p T4	809	-808	8×10^7	1247	-1246	12×10^7	1,0	$0,1 \times 10^{-5}$

Donde v es el desgaste específico y L el n° de vueltas.

5.5.6. Conclusiones

- La incorporación de partículas duras de SiC a las aleaciones de aluminio A359 y A2124 mejora la resistencia al desgaste de las mismas.
- Partículas de refuerzo pequeñas y/o distribuidas de forma homogénea proporcionan una mayor resistencia al desgaste. Este incremento se hace más evidente con el número de ciclos.
- Las partículas de refuerzo incrementan el coeficiente de fricción de estos materiales, siguiendo una relación lineal con la dureza de los distintos materiales.
- El mecanismo principal de desgaste para las aleaciones no reforzadas es el de desgaste adhesivo, mientras que para los materiales compuestos es el de desgaste abrasivo.
- Los materiales forjados de este trabajo exhiben mejor resistencia al desgaste que los obtenidos mediante fundición. Ello es debido a la presencia de defectos en forma de porosidad, de fragmentación de partículas en los materiales colados, y a una distribución más heterogénea de las partículas de refuerzo.
- La velocidad de desgaste crece con el número de ciclos para los materiales compuestos de este estudio, estabilizándose para las aleaciones monolíticas alrededor de los 5000 ciclos.
- La mejora de la resistencia al desgaste adhesivo se produce en el incremento de dureza del material. Ello se comprueba en las respectivas aleaciones monolíticas y, también, en los materiales compuestos. Otros aspectos como la presencia de defectos se muestran menos relevantes.

5.6. RESISTENCIA A LA CORROSIÓN

En este apartado se procede al estudio de la resistencia a la corrosión de los distintos materiales. Se analiza la influencia del refuerzo y de los defectos en los procesos de corrosión. Se realizan ensayos en cámara de niebla salino-acética (NSA) y ensayos electroquímicos (véase A 4.5).

5.6.1. Aleación A359

Los ensayos de corrosión se han efectuado para este material en estado T6.

Las muestras se han introducido en la cámara de niebla salino-acética durante 215 horas. Se observa un ataque preferencial a través de las regiones eutécticas, así como picaduras en la fase α . Estas son generalmente anchas y poco profundas (Fig. 5.227), llegando a tener una profundidad de hasta 80 μm (Fig. 5.228).

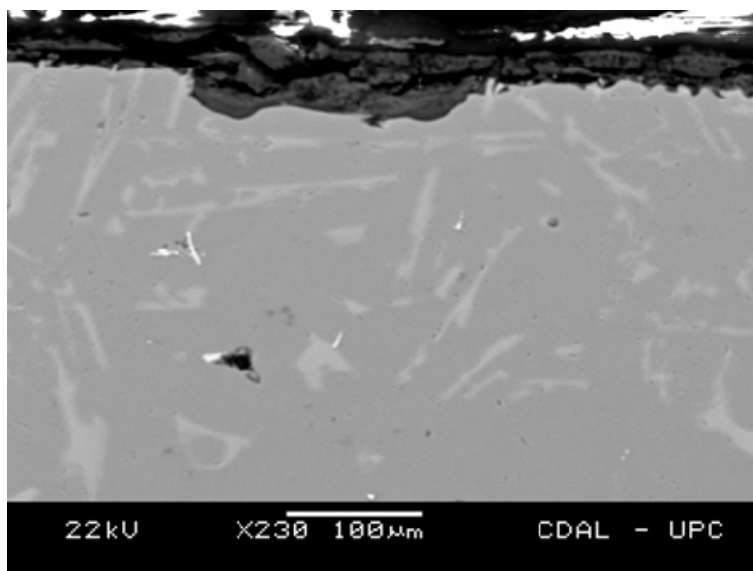


Fig. 5.227. Picadura de corrosión ancha y superficial en aleación A359 T6.

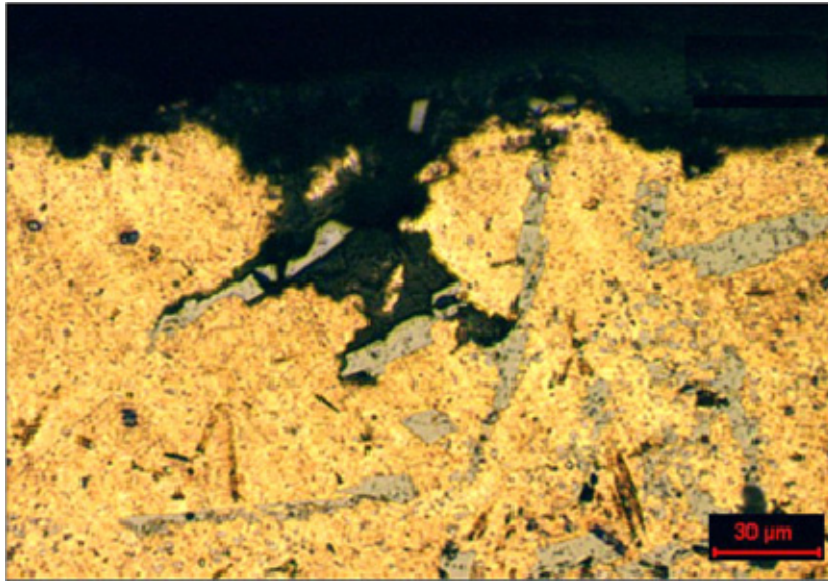


Fig. 5.228. Aleación A359 T6, picadura de 80 µm de profundidad.

En las picaduras y en las regiones internas próximas a ellas se detecta la presencia de cristales de Si y de compuestos intermetálicos del tipo AlFeSi (Fig. 5.229).

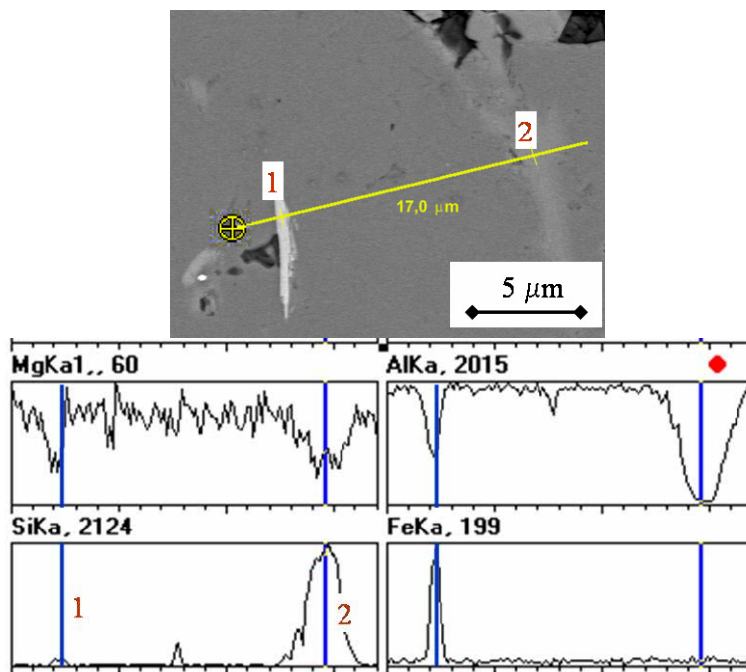


Fig. 5.229. Fondo de una picadura de la aleación A359 T6. Se detecta la presencia de compuestos de Fe y de Si (1) y de Si (2) en el fondo de la misma.

La Fig. 5.230 muestra cómo el avance de la corrosión (marcado con una flecha) no se ve favorecido por la porosidad existente en el material.

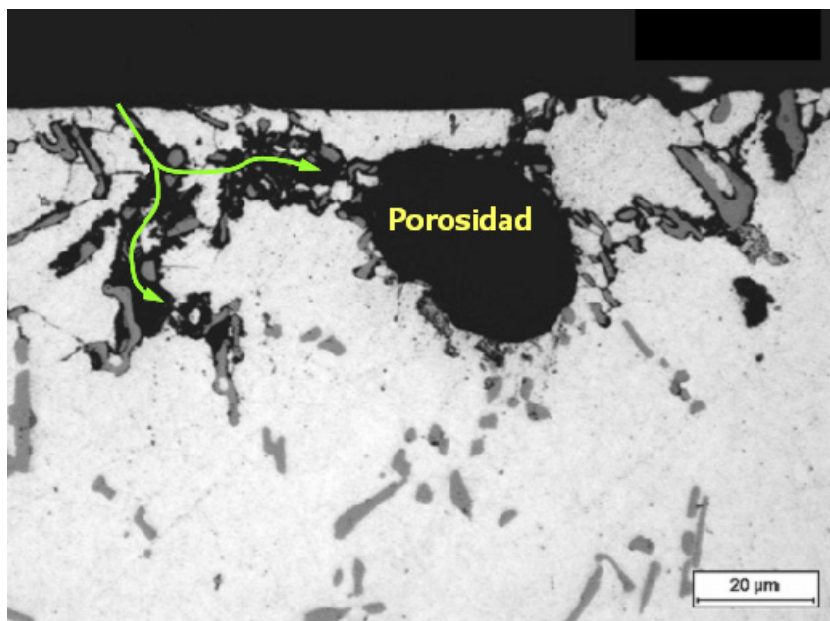


Fig. 5.230. Porosidad y avance de corrosión en la aleación A359 T6.

Las curvas de polarización en disolución aireada muestran una meseta en la rama catódica (Fig. 5.231), controlando el proceso de corrosión, y que puede asociarse con un mecanismo de reducción del oxígeno. A continuación de esta meseta se define el potencial de corrosión, E_{cor} . La rama anódica no muestra un rellano de pasividad, por lo que el potencial de corrosión coincide con el potencial de picadura, E_{pic} .

Las curvas de polarización en disolución desaireada, burbujeando nitrógeno durante 30 minutos con anterioridad a la realización del ensayo, muestran un desplazamiento del potencial de corrosión a valores inferiores (Fig. 5.231). En contraste con la solución aireada, se aprecia una meseta de pasivación en la región anódica, para una densidad de corriente de alrededor de $1,5 \times 10^{-7} \text{ A cm}^{-2}$. Al final de esta meseta anódica, en el inicio de la región de picadura, se observan fluctuaciones. El potencial de picadura es similar en las condiciones aireada y desaireada (Tabla 5.47).

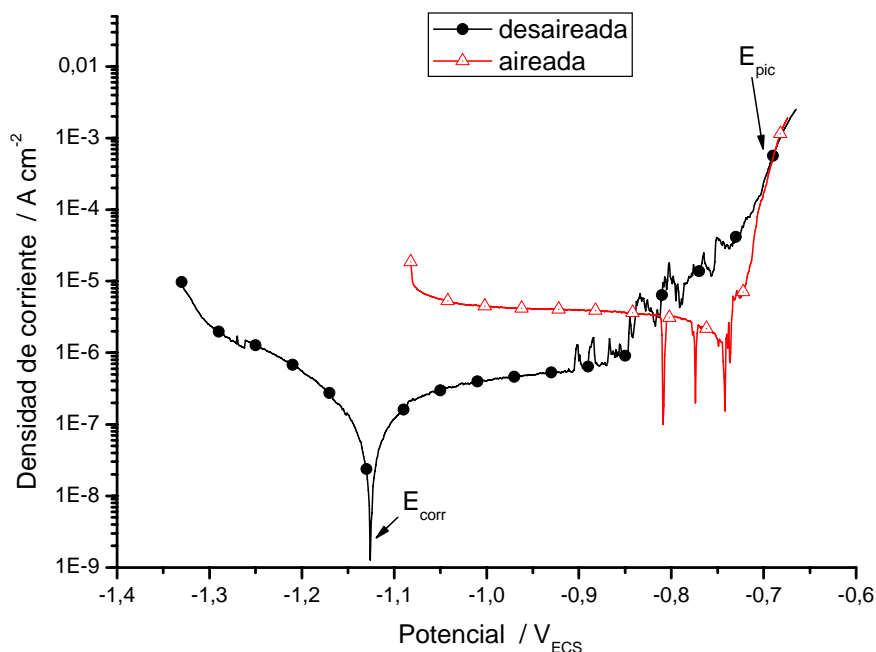


Fig. 5.231. Aleación A359 T6: Curvas de polarización en disoluciones aireadas y desaireadas de NaCl al 3,5%.

Tabla 5.47. Parámetros de corrosión obtenidos mediante medidas electroquímicas para la aleación A359 T6, en disoluciones aireada y desaireada de NaCl al 3,5%.

Condición	E_{cor} / V_{ECS}	E_{pic} / V_{ECS}
aireada	$-0,735 \pm 0,020$	$-0,721 \pm 0,025$
desaireada	$-1,068 \pm 0,089$	$-0,734 \pm 0,005$

Las superficies de las probetas analizadas muestran un ataque interdendrítico (Figs. 5.232 y 5.233). El análisis de las picaduras revela la presencia en las mismas de cristales de silicio (Figs. 5.233 y 5.234) y de compuestos intermetálicos del tipo Mg_2Si y $(Fe,Si)Al$ (Fig. 5.235).

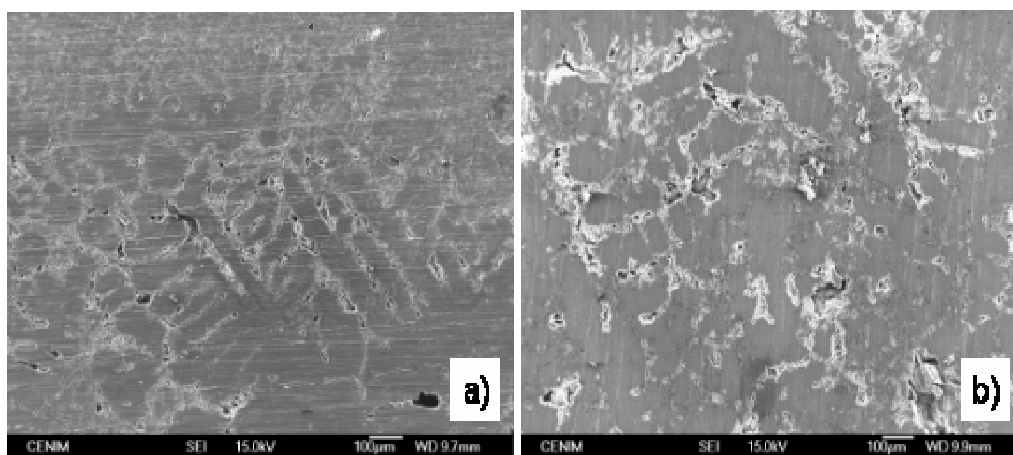


Fig. 5.232. Superficie de las muestras de la aleación A359 T6 mostrando el ataque intergranular en: a) muestra en disolución aireada y b) en disolución desaireada.

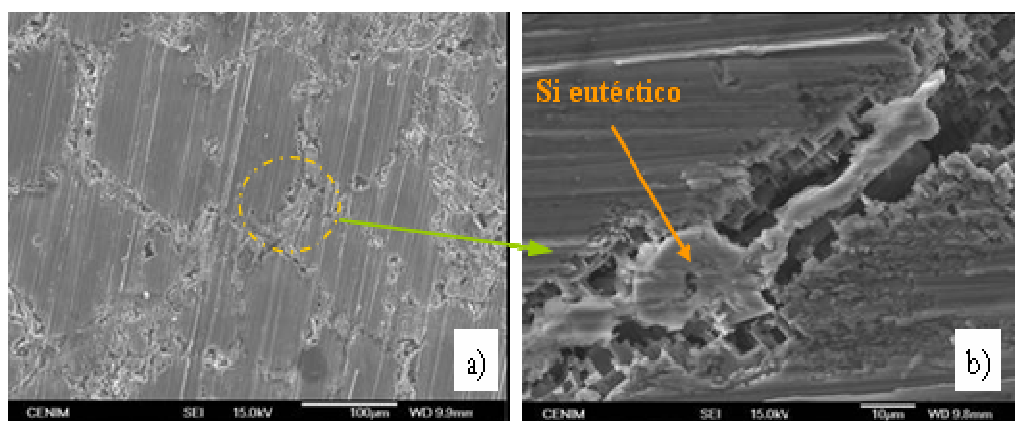


Fig. 5.233. . Superficie de las muestras de la aleación A359 T6 en disolución aireada indicando el ataque interdendrítico: a) aspecto general y b) silicio en las regiones atacadas.

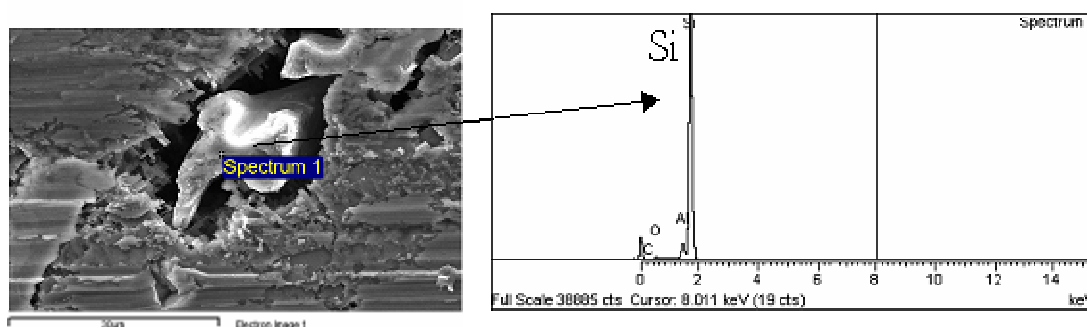


Fig. 5.234 Cristales de silicio en las picaduras en la aleación A359 T6. Muestra en disolución aireada.

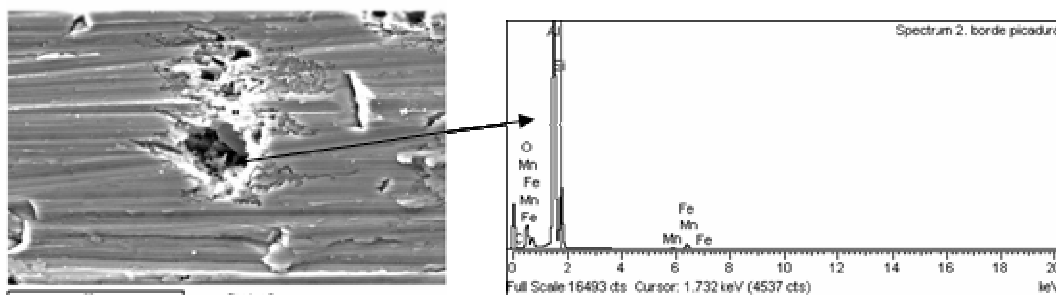


Fig. 5.235. Aleación A359 T6: Cristales de compuestos del tipo Mg_2Si y $(Fe, Si, Mn)Al$ en las picaduras. Muestra en solución aireada.

El diagrama de Nyquist muestra dos semicírculos capacitivos, uno a altas frecuencias y otro a bajas frecuencias (Fig. 5.236). En el ajuste de los datos de impedancia se ha utilizado el circuito eléctrico mostrado en la Fig. 5.236. En el circuito se han incluido dos elementos de fase constante (CPE_1 y CPE_2) para indicar que los semicírculos están aplanados [BPT01]. Los valores de los parámetros usados para la simulación se muestran en la Tabla 5.48.

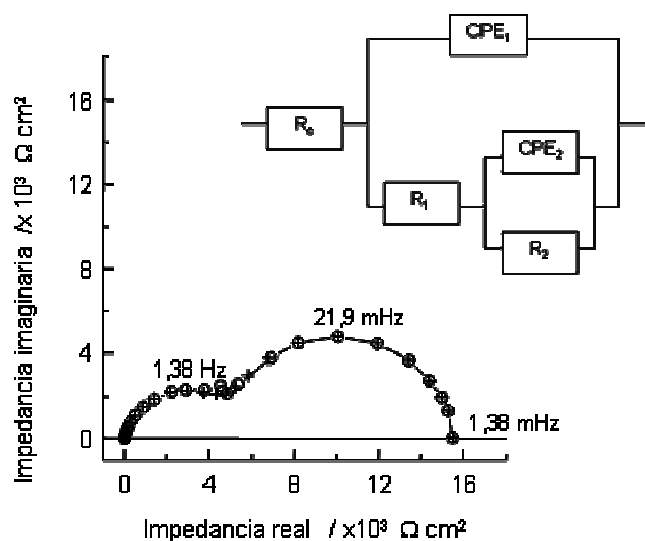


Fig. 5.236. Diagrama de Nyquist de la aleación A359 T6 en disolución aireada de NaCl al 3,5% y en el E_{corr} , y circuito equivalente.

Tabla 5.48. Parámetros utilizados para la simulación de los datos de impedancia del material A359 T6 en disolución aireada de NaCl al 3,5%.

R_s / $\Omega \text{ cm}^2$	CPE_1 / $\mu F \text{ cm}^{-2}$	R_1 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$	CPE_2 / $\mu F \text{ cm}^{-2}$	R_2 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$
9	33,92	5,42	558,9	10,30

5.6.2. Material compuesto A359/SiC/20p

Para el material A359/SiC/20p los ensayos de corrosión se han efectuado en estado T6. Las muestras se han introducido en la cámara de niebla salino-acética durante 215 horas. Se observa un ataque preferencial a través de las primitivas regiones eutécticas, desaparecidas al realizar la puesta en solución, y que llegan a una profundidad de hasta las 575 μm (Figs. 5.237 y 5.238).

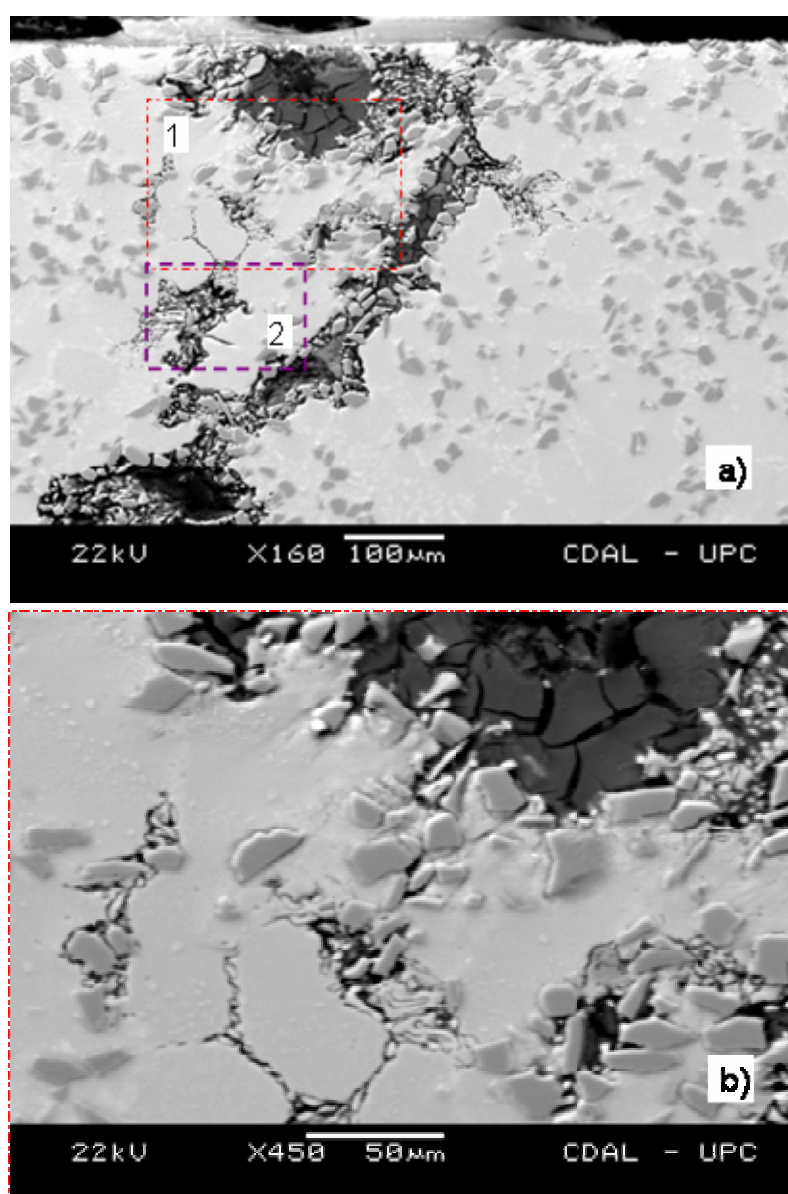


Fig. 5.237. Material A359/SiC/20p T6: Picadura de corrosión, de 568 μm de profundidad: a) aspecto general, b) ampliación del fondo relativo en superficie de la picadura, zona 1.

Se aprecia la presencia de silicio eutéctico modificado entre las dendritas de fase α , y una corrosión preferencial a través de las primitivas regiones eutécticas (Fig. 5.238).

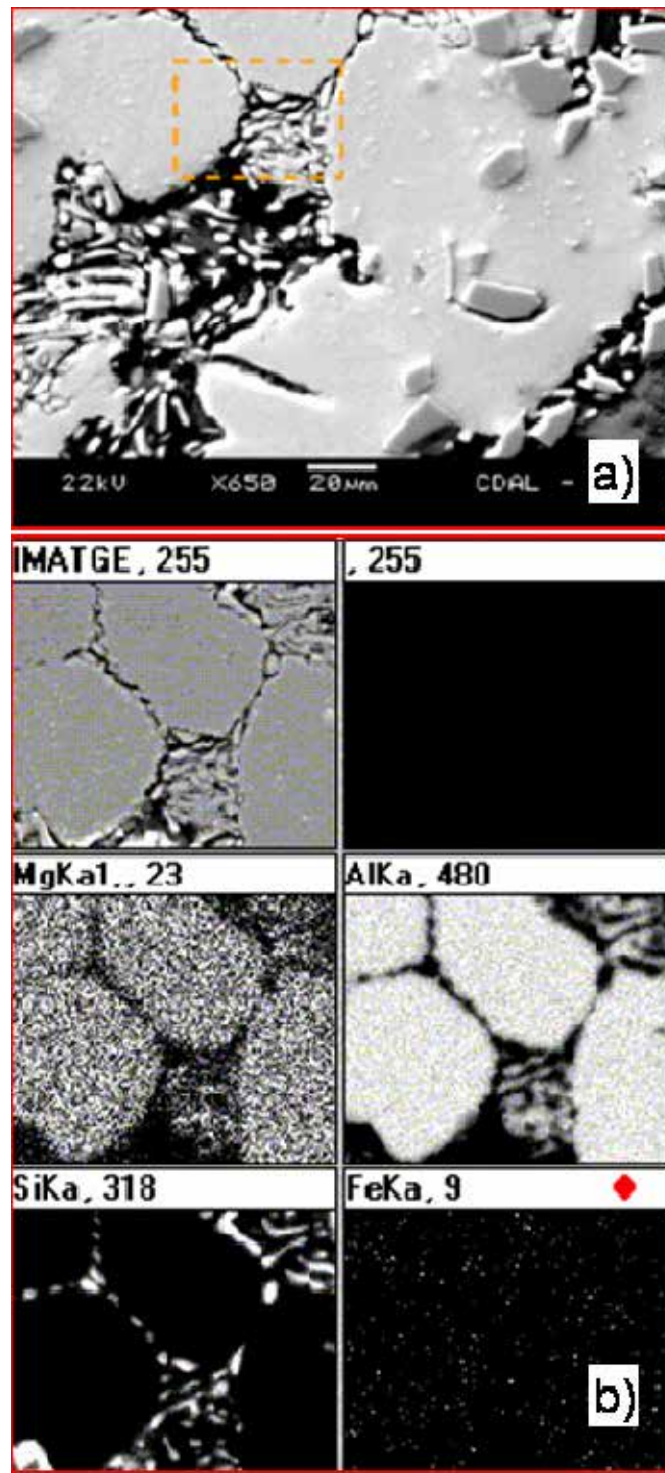


Fig. 5.238. Material A359/SiC/20p T6: Ampliación de la zona 2 de la Fig. 5.237. a) Corrosión a través de la región eutéctica. b) Análisis mediante EDX de la región marcada en el rectángulo mostrado la presencia de los elementos Mg, Al, Si y Fe.

También se observa el ataque en la matriz de aluminio, alrededor de las partículas de SiC (Fig. 5.239).

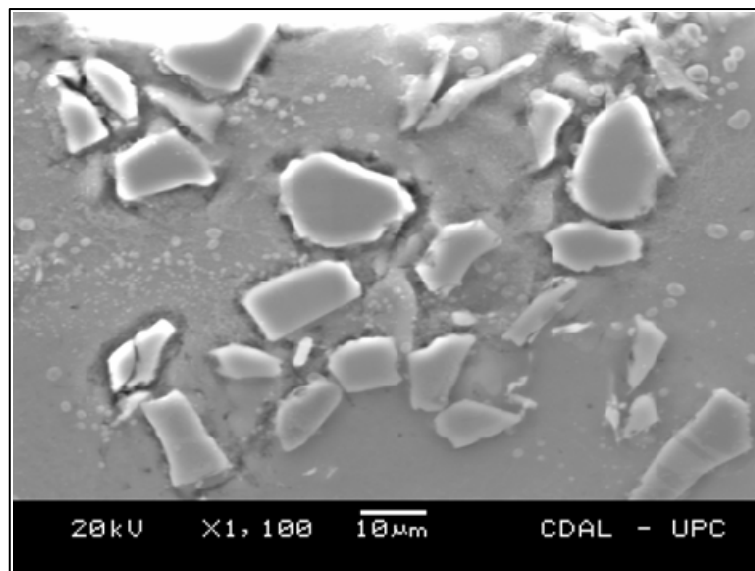


Fig. 5.239. Material A359/SiC/20p T6: Ataque en la matriz de aluminio, alrededor de las partículas de SiC.

El análisis mediante EDX de las interfases muestra la disolución de los compuestos del tipo Mg_2Si (Fig. 5.240).

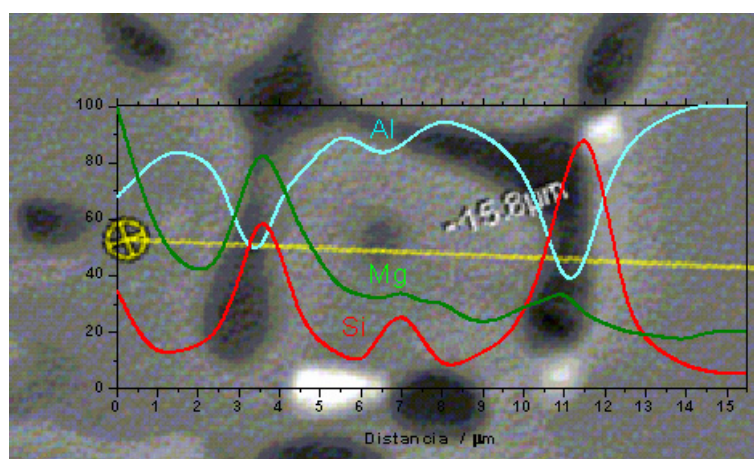


Fig. 5.240. Material A359/SiC/20p T6: Cavity originated by the partial dissolution of compounds of the type Mg_2Si . Analysis by EDX.

La presencia de porosidades (debidas al proceso de fabricación) no parece incrementar la susceptibilidad a la corrosión (Fig. 5.241).

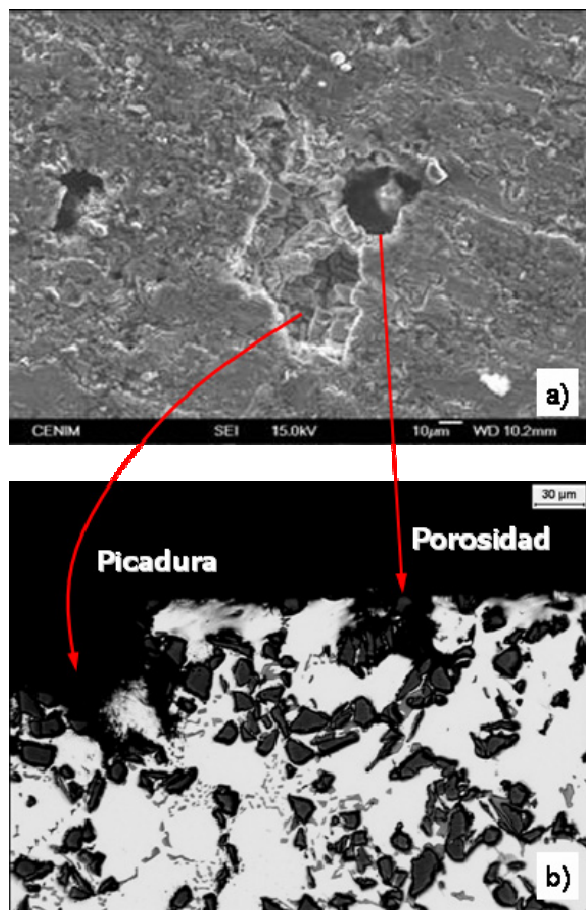


Fig. 5.241. Picaduras y porosidad en el material A359/SiC/20p T6: a) aspecto general y b) sección transversal.

Las curvas de polarización son similares a las de la aleación A359 T6. En disolución aireada (Fig. 5.242) muestran una meseta en la rama catódica. La rama anódica no muestra un rellano de pasividad, por lo que el potencial de corrosión es similar al potencial de picadura, E_{pic} .

Las curvas de polarización en disolución desaireada muestran un desplazamiento del potencial de corrosión a valores más elevados. Al igual que para la aleación A359 T6, se aprecia una etapa de pasivación en la región anódica. El potencial de picadura es similar en las condiciones aireada y desaireada (Tabla 5.49).

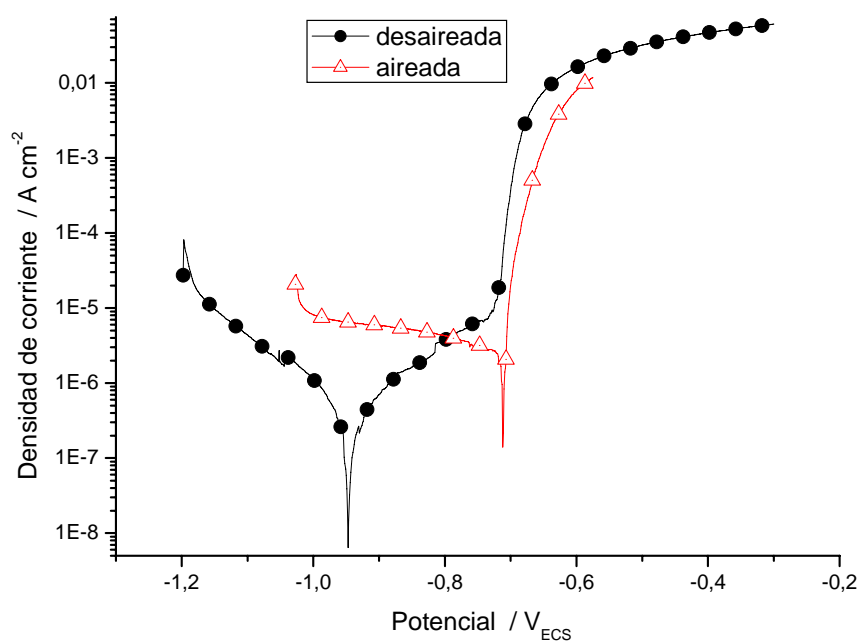


Fig. 5.242. Curvas de polarización del material A359/SiC/20p T6 en disoluciones aireadas y desaireadas de NaCl al 3,5%.

Tabla 5.49. Parámetros de corrosión obtenidos mediante medidas electroquímicas para el material A359/SiC/20p T6, en disoluciones aireada y desaireada de NaCl al 3,5%.

Condición	E_{cor} / V_{ECS}	E_{pic} / V_{ECS}
aireada	$-0,730 \pm 0,025$	$-0,722 \pm 0,015$
desaireada	$-0,960 \pm 0,050$	$-0,730 \pm 0,05$

La superficie de las probetas muestra el ataque típico por picadura (Fig. 5.243), detectándose en su interior la presencia de cristales de Si y de SiC (Fig. 5.244).

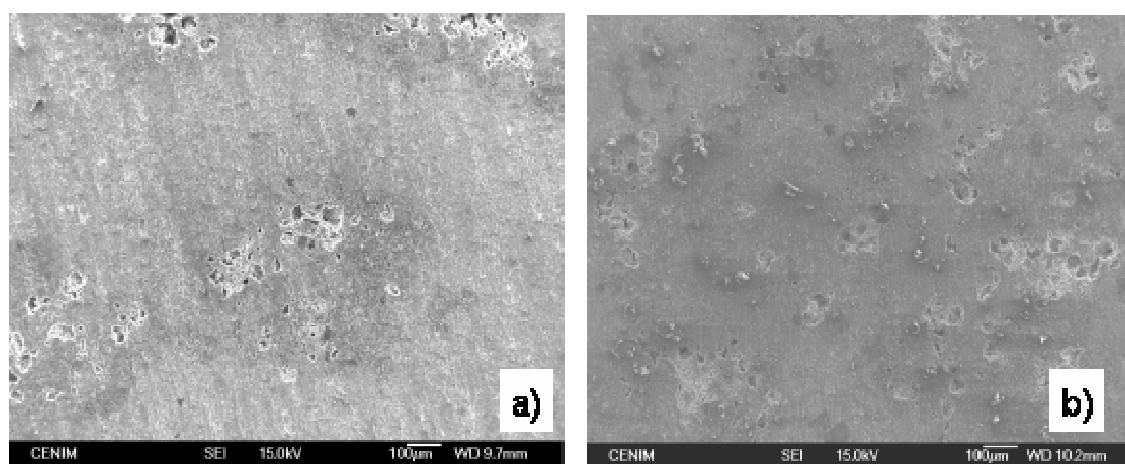


Fig. 5.243. Material A359/SiC/20p T6: Ataque por picadura en: a) muestra en solución aireada y b) en solución desaerada.

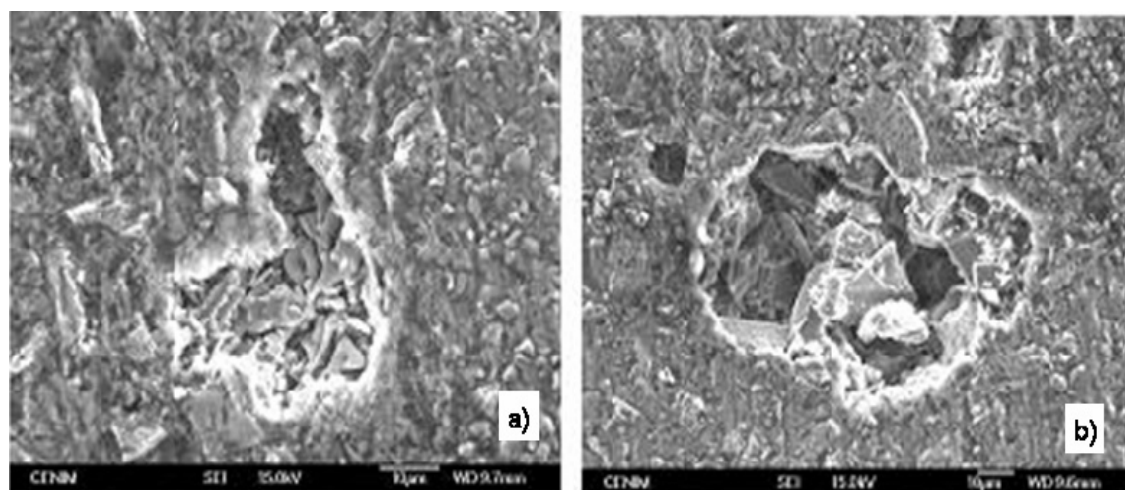


Fig. 5.244. Material A359/SiC/20p T6: Picaduras con cristales de: a) silicio y b) SiC.

El diagrama de Nyquist muestra dos semicírculos capacitivos, uno a altas frecuencias y otro a bajas frecuencias, con una componente inductiva a muy bajas frecuencias (Fig. 5.245).

En el circuito equivalente, representado en la Fig. 5.245, R_s es la resistencia del electrolito, R_1 es la resistencia iónica, C_1 está asociada a la interfase óxido-electrolito, R_2 es la resistencia asociada al proceso de corrosión, C_2 está relacionada con la interfase aluminio-electrolito, R_3 es la resistencia del proceso de adsorción y, finalmente, C_3 está asociada al proceso de adsorción en la interfase aluminio-electrolito. Los valores de los parámetros usados para la simulación

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

se muestran en la Tabla 5.50. Los valores negativos de R_3 , C_1 y C_3 estarían relacionados con el crecimiento de la película de pasivación [MCP04].

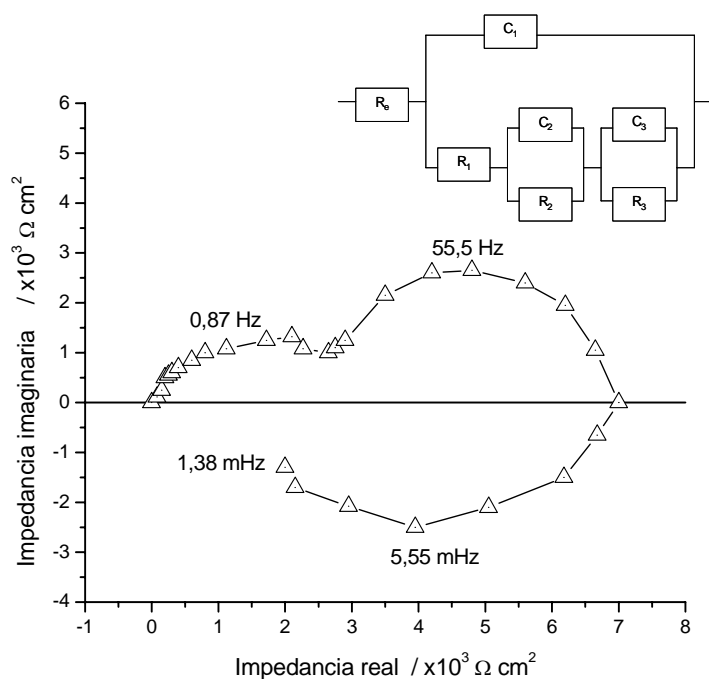


Fig. 5.245. Diagrama de Nyquist para el material A359/SiC/20p T6 en disolución aireada de NaCl al 3,5% y en el E_{corr} y circuito equivalente.

Tabla 5.50 Parámetros utilizados para la simulación de los datos de impedancia del material A359 T6/SiC/20p T6, en disolución aireada de NaCl al 3,5%.

R_s / $\Omega \text{ cm}^2$	/ $10^3 \Omega \text{ cm}^2$			/ $\mu\text{F cm}^{-2}$		
	R_1	R_2	R_3	C_1	C_2	C_3
8	58,08	0,865	-3,17	-134.2	0.889	-9.50

5.6.3. Aleación A2124

Para la aleación A2124, los ensayos de corrosión se han efectuado para el material en estado T4.

Las muestras se han introducido en la cámara de niebla salino-acética durante 215 horas. En las muestras se observa un ataque preferencial a través de los límites de grano, o corrosión intergranular (Figs. 5.246 y 5.248), con la formación de picaduras de hasta 250 μm de profundidad (Figs. 5.247 y 5.248).

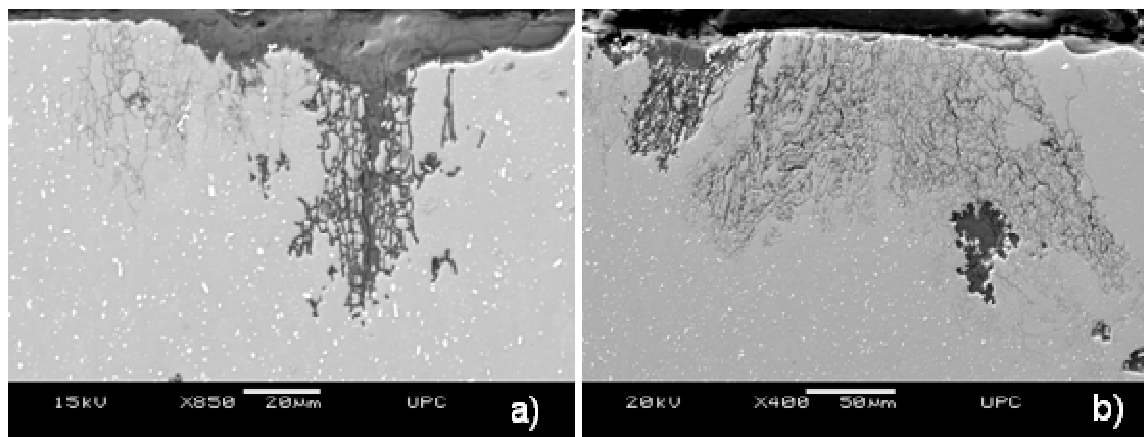


Fig. 5.246. Corrosión intergranular en la aleación A2124 T4.

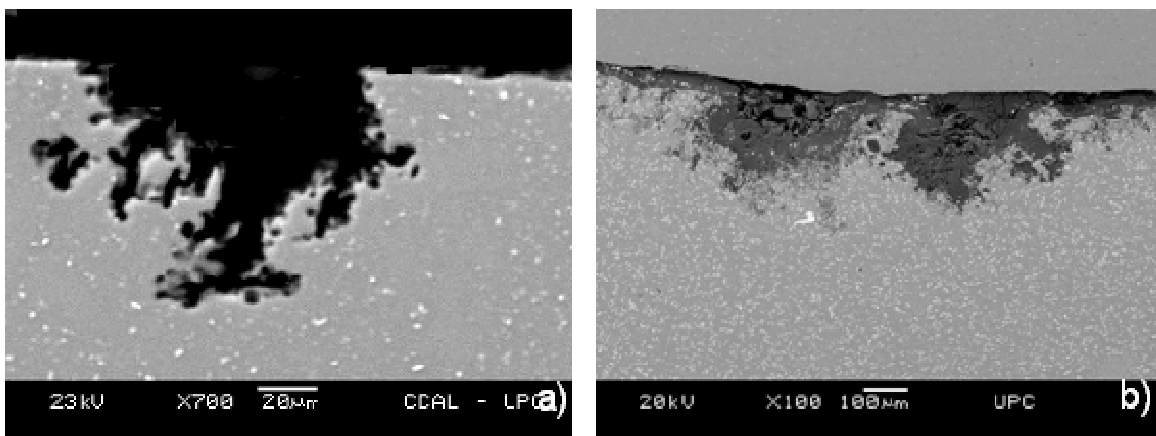


Fig. 5.247. Picaduras de corrosión en la aleación A2124 T4.

En los límites de grano se detecta la presencia de compuestos intermetálicos del tipo Al_2Cu y $(\text{Cu},\text{Fe})\text{Al}$ (Fig. 5.248).

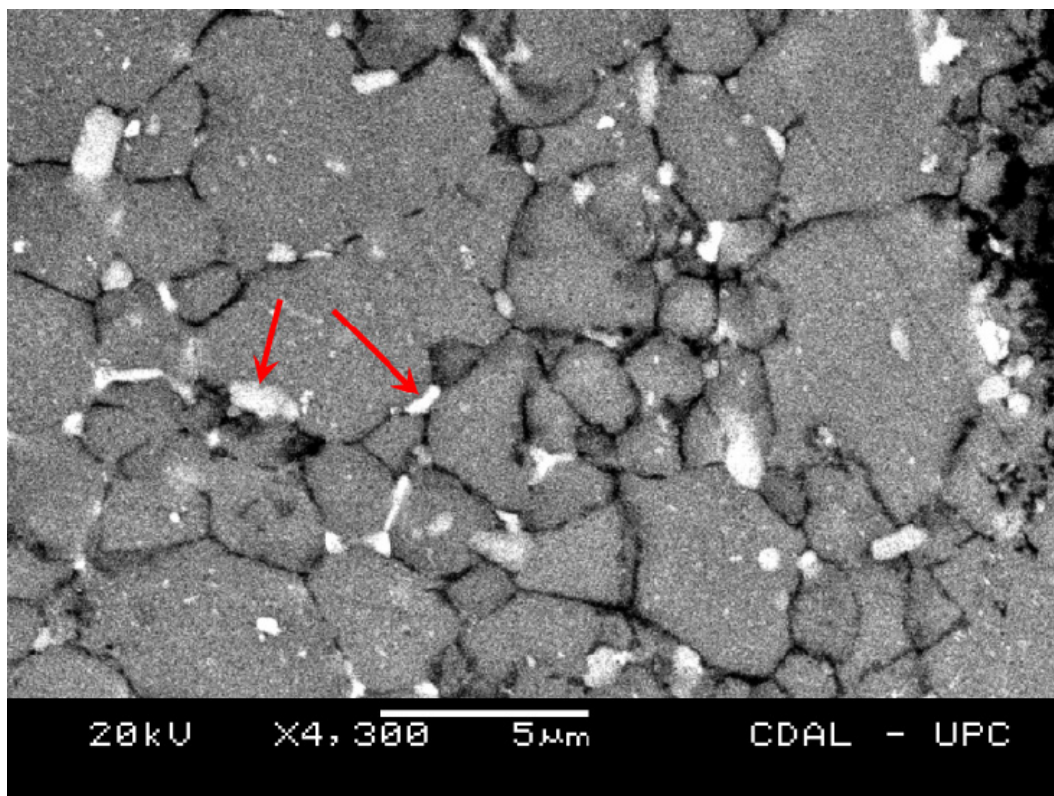


Fig. 5.248. Corrosión intergranular y compuestos intermetálicos del tipo Al_2Cu y $(\text{Cu},\text{Fe})\text{Al}$ en la aleación A2124 T4.

Las curvas de polarización en disolución aireada (Fig. 5.249) muestran una meseta en la rama catódica. La rama anódica no muestra un rellano de pasividad, por lo que el potencial de corrosión es similar al potencial de picadura, E_{pic} .

Las curvas de polarización en disolución desaireada, burbujeando nitrógeno durante 30 minutos con anterioridad a la realización del ensayo, muestran un desplazamiento del potencial de corrosión a valores inferiores (Fig. 5.249). En contraste con la solución aireada, se aprecia una meseta de pasivación en la región anódica para una densidad de corriente de alrededor de $1,5 \times 10^{-7} \text{ A cm}^2$. El potencial de picadura es similar en las condiciones aireada y desaireada (Tabla 5.49).

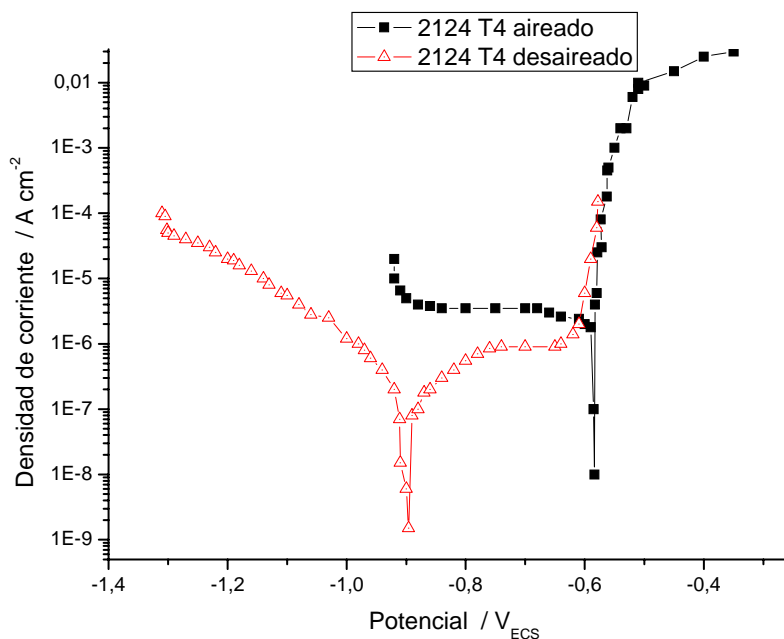


Fig. 5.249. Curvas de polarización para la aleación A2124 T4 en disoluciones aireadas y desaireadas de NaCl al 3,5%.

Tabla 5.51. Parámetros de corrosión obtenidos mediante medidas electroquímicas para la aleación A2124 T4, en disoluciones aireada y desaireada de NaCl al 3,5%.

Condición	E_{cor} / V_{ECS}	E_{pic} / V_{ECS}
aireada	$-0,627 \pm 0,020$	$-0,590 \pm 0,025$
desaireada	$-0,893 \pm 0,025$	$-0,602 \pm 0,005$

El diagrama de Nyquist muestra dos semicírculos capacitivos, uno a altas frecuencias, C_1R_1 en el circuito equivalente utilizado para la simulación, y otro a bajas frecuencias, C_2R_2 , con una componente inductiva a muy bajas frecuencias, representada por los componentes pasivos C_3R_3 (Fig. 5.250).

Los valores de los parámetros usados para la simulación se muestran en la Tabla 5.52. El valor negativo de C_3R_3 se ha introducido para simular el efecto inductivo.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

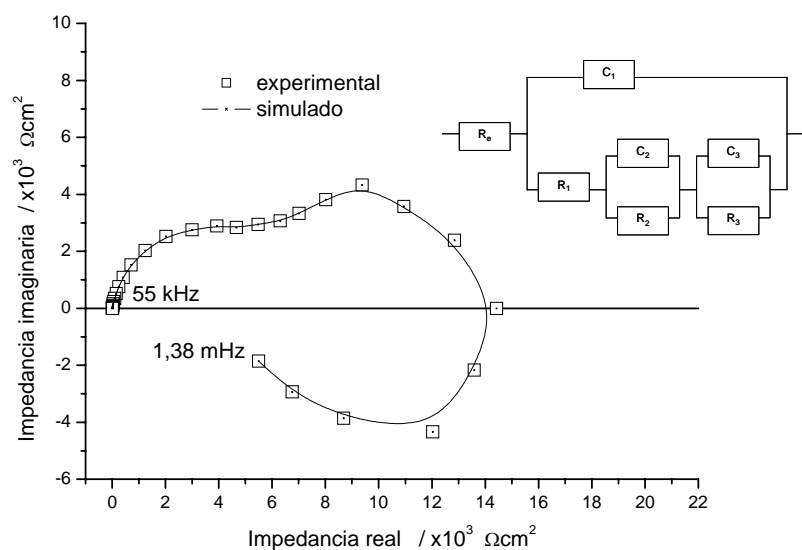


Fig. 5.250. Diagrama de Nyquist de la aleación A2124 T4 en disolución aireada de NaCl al 3,5% y en el E_{corr} y circuito equivalente.

Tabla 5.52. Parámetros utilizados para la simulación de los datos de impedancia del material A2124 T4 en disolución aireada de NaCl al 3,5%.

R_s / $\Omega \text{ cm}^2$	C_1 / $\mu\text{F cm}^{-2}$	R_1 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$	C_2 / $\mu\text{F cm}^{-2}$	R_2 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$	C_3 / $\mu\text{F cm}^{-2}$	R_3 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$
7	18	56	119	283	-3177	-15

5.6.4. Material compuesto A2124/SiC/17p

Para el material A2124/SiC/17p los ensayos de corrosión se han efectuado en muestras con tratamiento térmico de envejecimiento natural, o estado T4, y de envejecimiento artificial, o estado T6 (véase A 5.3). Las muestras se han introducido en la cámara de niebla salino-acética durante 215 horas. En las muestras se observa corrosión intergranular (Fig. 5.251), con picaduras de hasta $65 \mu\text{m}$ de profundidad (Fig. 5.252), y ataque por grietas longitudinales o exfoliación (Fig. 5.253).

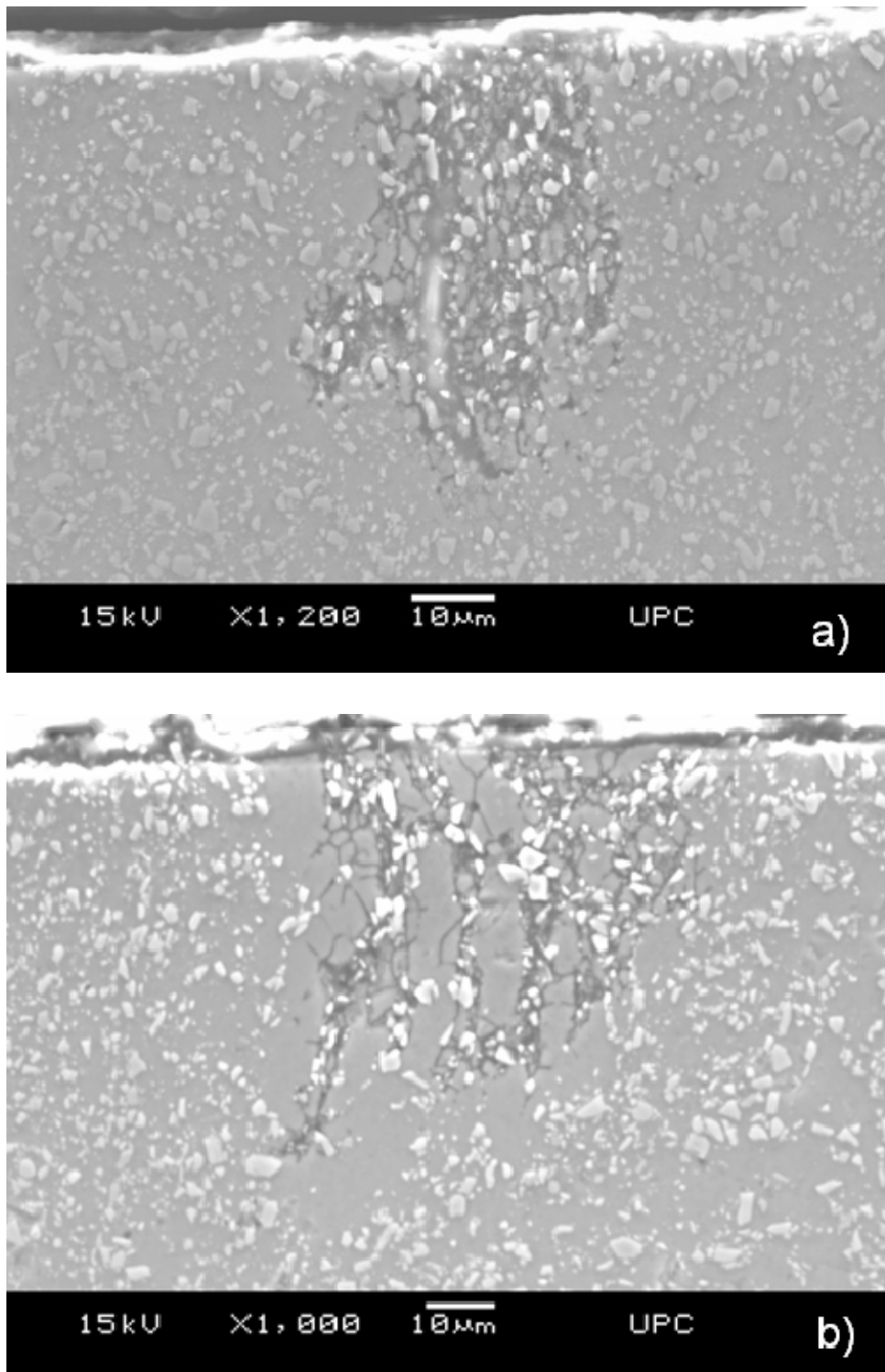


Fig. 5.251. Corrosión intergranular en el material A2124/SiC/17p T4 en: a) regiones con una distribución homogénea del refuerzo, b) regiones con *lagunas* sin refuerzo.

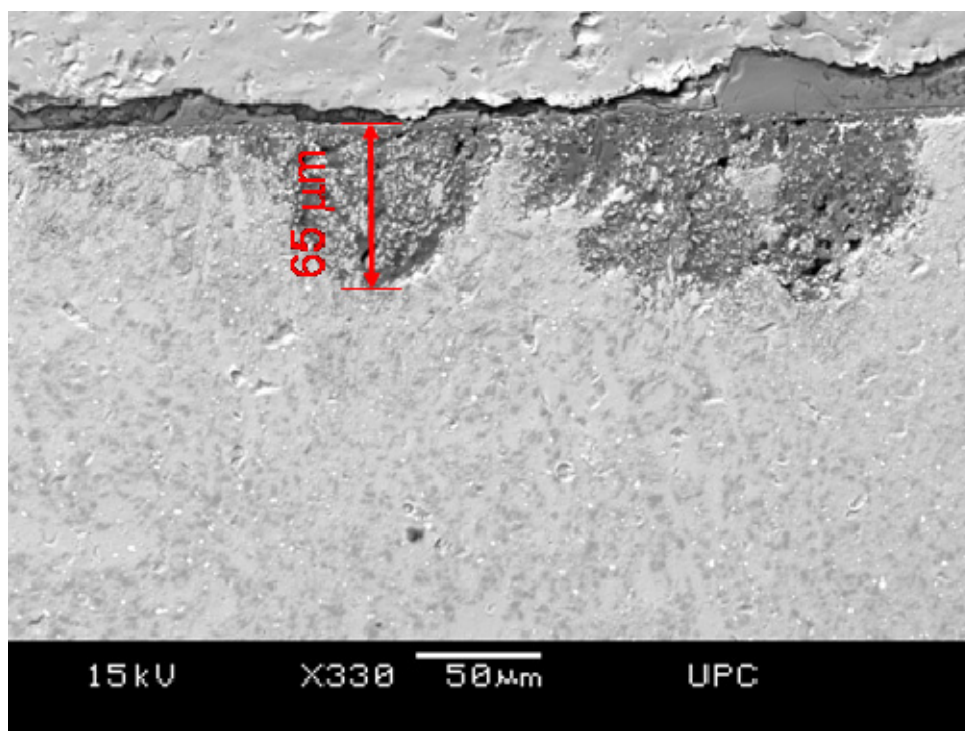


Fig. 5.252. Picaduras de gran tamaño en material A2124/SiC/17p T4

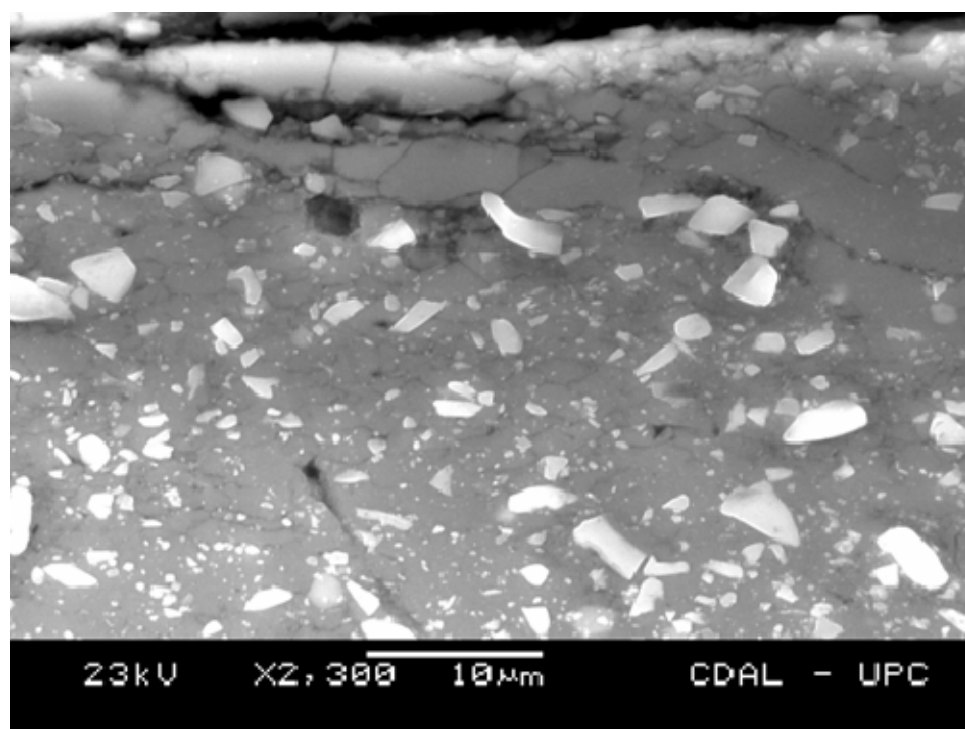


Fig. 5.253. Material A2124/SiC/17p T4. Picadura de corrosión en la dirección de deformación.

Al igual que para la aleación A2124 T4, se ha detectado la presencia de compuestos intermetálicos del tipo Al_2Cu y $(\text{Cu,Fe})\text{Al}$ en los límites de grano (Fig. 5.254).

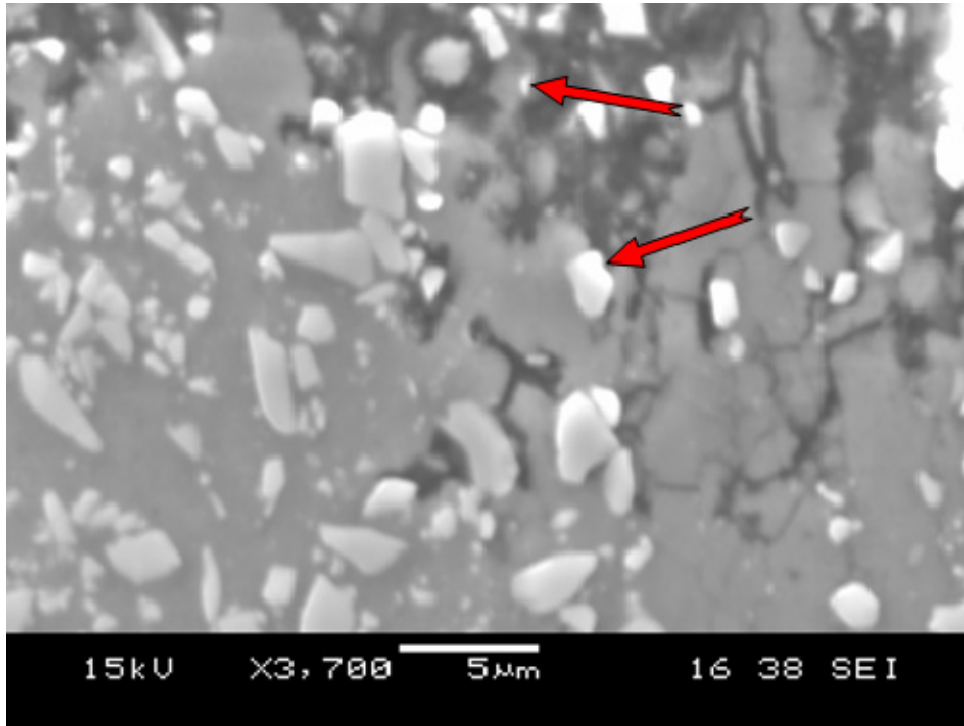


Fig. 5.254. Corrosión intergranular y compuestos intermetálicos del tipo Al_2Cu y $(\text{Cu, Fe})\text{Al}$ en el material A2124/SiC/17p T4.

Las curvas de polarización en disolución aireada (Fig. 5.255) muestran, como para los materiales anteriores, una meseta en la rama catódica. Igualmente, la rama anódica posterior no muestra un rellano de pasividad, por lo que el potencial de corrosión es similar al potencial de picadura, E_{pic} .

Las curvas de polarización en disolución desaireada muestran un desplazamiento del potencial de corrosión a valores inferiores (Fig. 5.256). Se aprecia una meseta de pasivación en la región anódica para una densidad de corriente de alrededor de $8 \times 10^{-6} \text{ A cm}^{-2}$ en estado T4 y de $4 \times 10^{-6} \text{ A cm}^{-2}$ en estado T6. El potencial de picadura es también inferior en las condiciones de desaireada respecto a la aireada (Tabla 5.50).

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

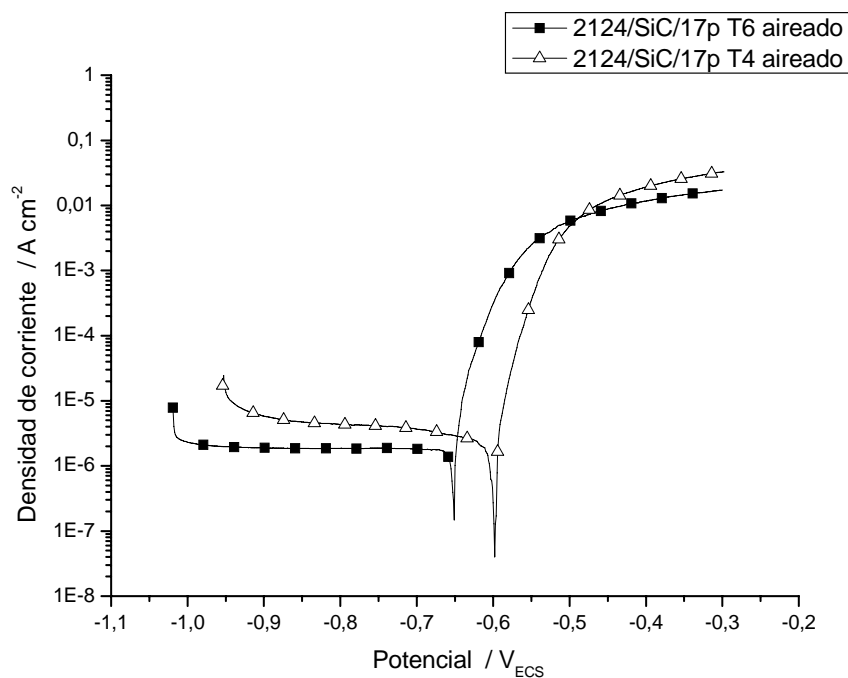


Fig. 5.255. Curvas de polarización del material A2124/SiC/17p en disoluciones aireadas de NaCl al 3,5% y con distintos tratamientos térmicos.

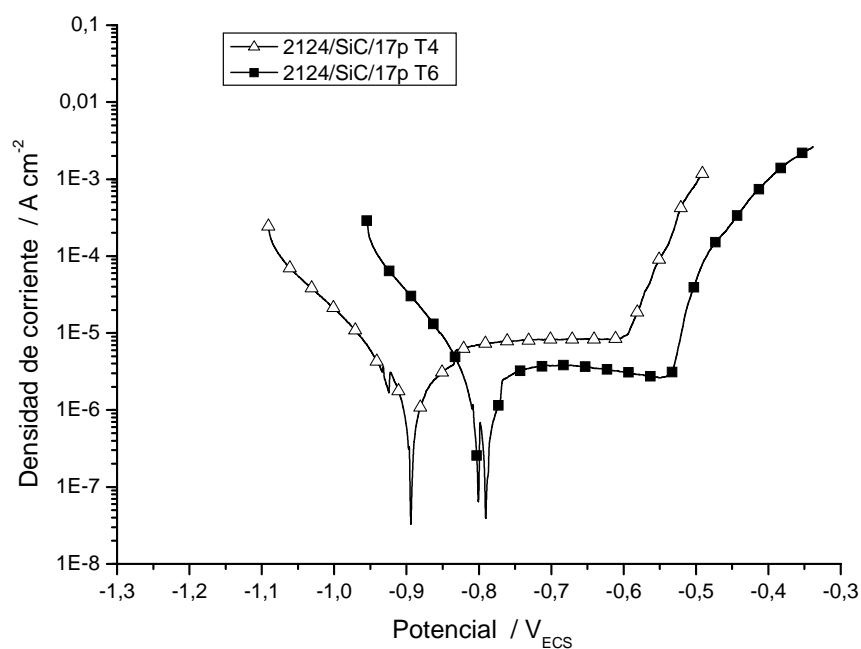


Fig. 5.256 Curvas de polarización del material A2124/SiC/17p en disoluciones desaeradas de NaCl al 3,5% y con distintos tratamientos térmicos.

Tabla 5.53. Parámetros de corrosión obtenidos mediante medidas electroquímicas para el material A2124/SiC/17p, en disoluciones aireada y desaireada de NaCl al 3,5% y para diferentes tratamientos térmicos.

Condición		E / V _{ECS}	
		T4	T6
Disolución aireada	E _{corr}	-0,651 ± 0,020	-0,626 ± 0,025
	E _{pic}	-0,613 ± 0,025	-0,590 ± 0,027
Disolución desaireada	E _{corr}	-0,881 ± 0,034	-0,791 ± 0,013
	E _{pic}	-0,622 ± 0,021	-0,545 ± 0,025

Los diagramas de Nyquist muestran dos semicírculos capacitivos, uno a altas frecuencias y otro a bajas frecuencias, y un circuito inductivo para bajas frecuencias (Fig. 5.257). Los valores de los parámetros usados en la simulación se muestran en la Tabla 5.54.

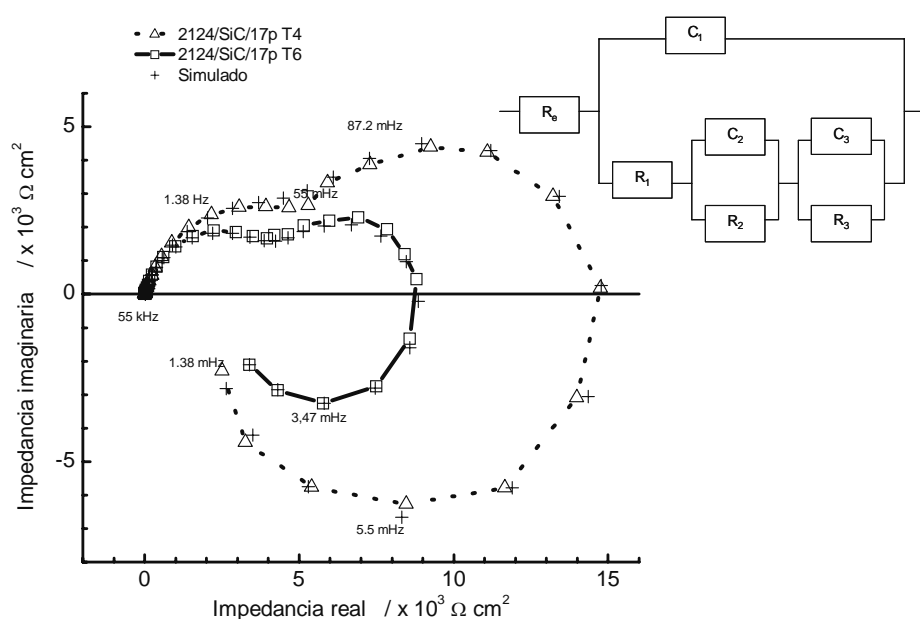


Fig. 5.257. Diagrama de Nyquist del material A2124/SiC/17p en disolución aireada de NaCl al 3,5%, en el E_{corr} y con distintos tratamientos térmicos.

Valores mayores de R₂ son indicativos de una mayor resistencia a la corrosión [Gon89], siendo el estado T4 el que proporciona el valor máximo, lo que es coherente con las curvas de polarización obtenidas.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Tabla 5.54. Parámetros utilizados para la simulación de los datos de impedancia, en disoluciones aireadas de NaCl al 3,5% para el material A2124/SiC/17p, con diferentes tratamientos térmicos.

Estado	R_s / $\Omega \text{ cm}^2$	C_1 / $\mu\text{F cm}^{-2}$	R_1 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$	C_2 / $\mu\text{F cm}^{-2}$	R_2 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$	C_3 / $\mu\text{F cm}^{-2}$	R_3 / $10^3 \Omega \text{ cm}^2$
T4	7	30	7	207	12	-1266	-16
T6	7	25	4	497	6	-4815	-7

La superficie de las probetas sometidas a ensayos potenciodinámicos muestra el ataque típico por picaduras semiesféricas homogéneamente distribuida (Figs. 5.258 y 5.259). La máxima profundidad de picadura observada en el material en estado T4 ha sido de 140 μm , mientras que para el material en estado T6 fue de 180 μm .

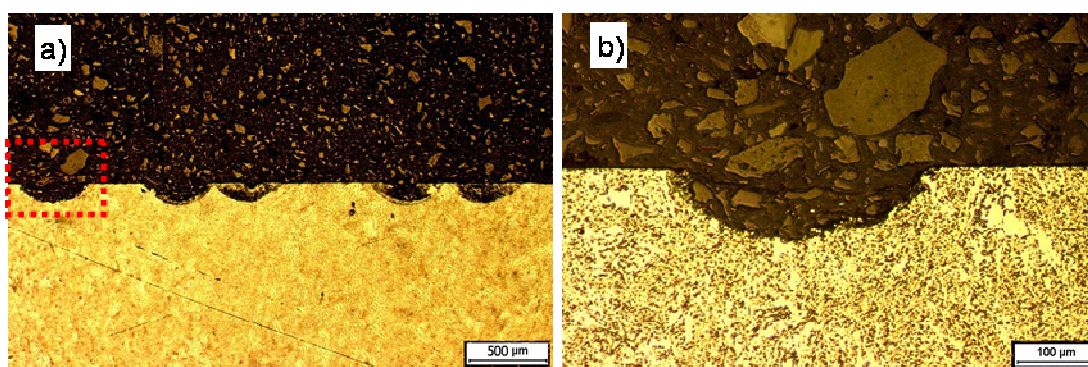


Fig. 5.258. Material A2124/SiC/17p T4: a) Sección transversal obtenida después de la polarización anódica a $-0,3 \text{ V}_{\text{ECS}}$ en disolución aireada al 3,5% de NaCl; b) ampliación de la picadura enmarcada en recuadro en a).

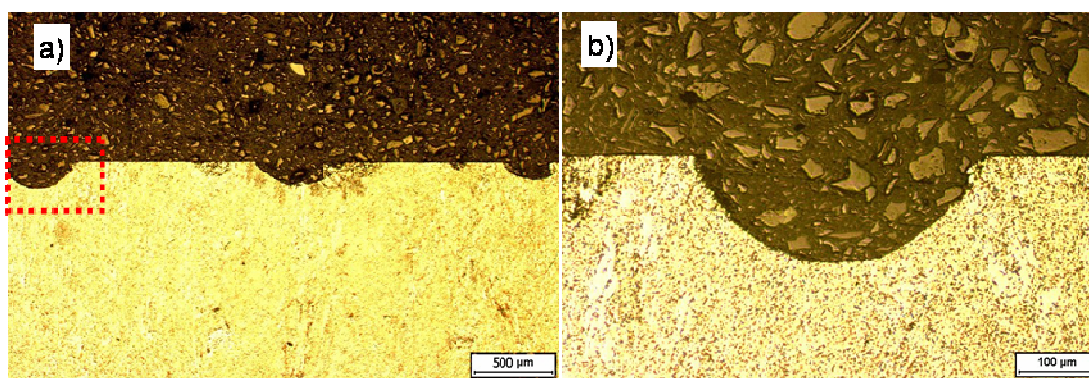


Fig. 5.259. Material A2124/SiC/17p T6: a) Sección transversal obtenida después de la polarización anódica a $-0,3 \text{ V}_{\text{ECS}}$ en disolución aireada al 3,5% de NaCl; b) ampliación de la picadura enmarcada en recuadro en a).

5.6.5. Discusión de resultados

5.6.5.1. Influencia del medio en la resistencia a la corrosión en disoluciones de NaCl

En disolución aireada, las curvas de polarización de todos los materiales ensayados muestran un potencial de corrosión, E_{COR} , similar al potencial de picadura, E_{PIC} (Figs. 5.231, 5.242, 5.250 y 5.255), con meseta en la rama catódica (Fig. 5.260), no existiendo esta meseta en la rama anódica (Fig. 5.261).

En las muestras ensayadas en disolución desaireada se observa una separación entre los potenciales de picadura y los de corrosión (Figs. 5.231, 5.242, 5.250 y 5.256), separados por una meseta de pasivación en la rama anódica (Fig. 5.261). La rama catódica presenta una pendiente continua (Fig. 5.261).

Tanto en disoluciones aireadas como desaireadas, los potenciales de corrosión y los de picadura han sido superiores para los materiales de forja (Fig. 5.262).

Para todos los materiales se ha observado una gran diferencia entre el potencial de corrosión de las soluciones aireadas y desaireadas. El potencial de picadura, sin embargo, permanece casi constante (Figs. 5.263 y 5.264). Así, el potencial de picadura no se muestra sensible a la presencia de oxígeno en la disolución (Tablas 5.47, 5.49, 5.51 y 5.53), fenómeno que ha sido puesto de manifiesto por varios autores [TMC83], [Gtu94].

Todo ello se puede justificar por el efecto pasivante del oxígeno. En principio, en disolución aireada se produce el crecimiento de la capa de óxido. En disoluciones desaireadas el potencial de picadura es más activo, debido quizás a que esta capa se forma más lentamente o no alcanza el mismo espesor y no es tan protectora. Así, las picaduras en disoluciones aireadas son mucho más superficiales, mientras que en disoluciones desaireadas son más profundas.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

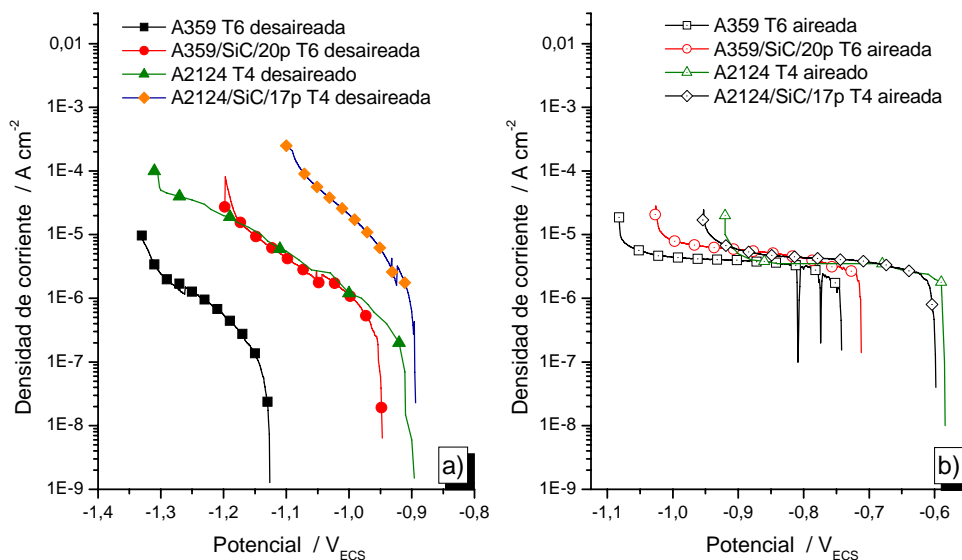


Fig. 5.260. Curvas de polarización catódica para los distintos materiales en disoluciones de NaCl al 3,5%: a) desaireadas y b) aireadas.

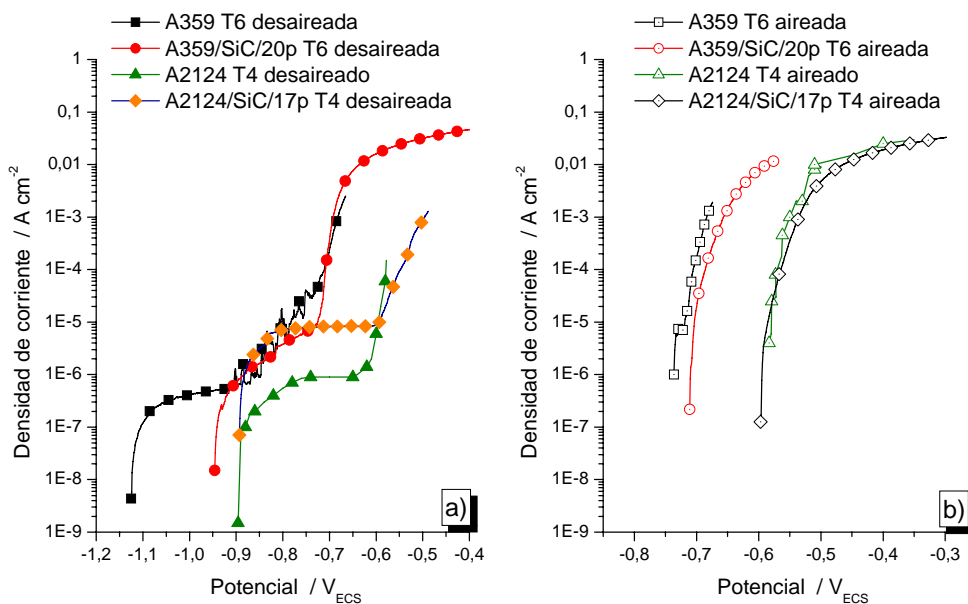


Fig. 5.261. Curvas de polarización anódica para los distintos materiales en disoluciones de NaCl al 3,5%: a) desaireadas y b) aireadas.

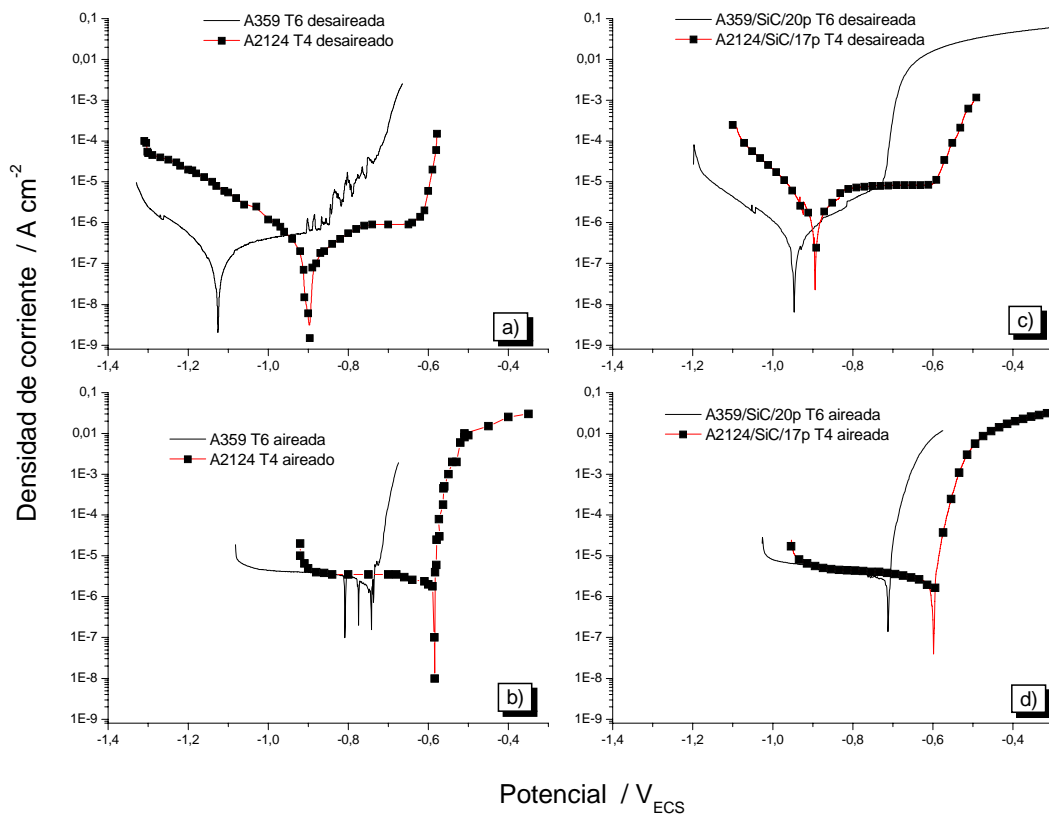


Fig. 5.262. Curvas de polarización en disoluciones de NaCl al 3,5% para: a) aleaciones en medio desaireado, b) aleaciones en medio aireado, c) materiales compuestos en medio desaireado y, d) materiales compuestos en medio aireado.

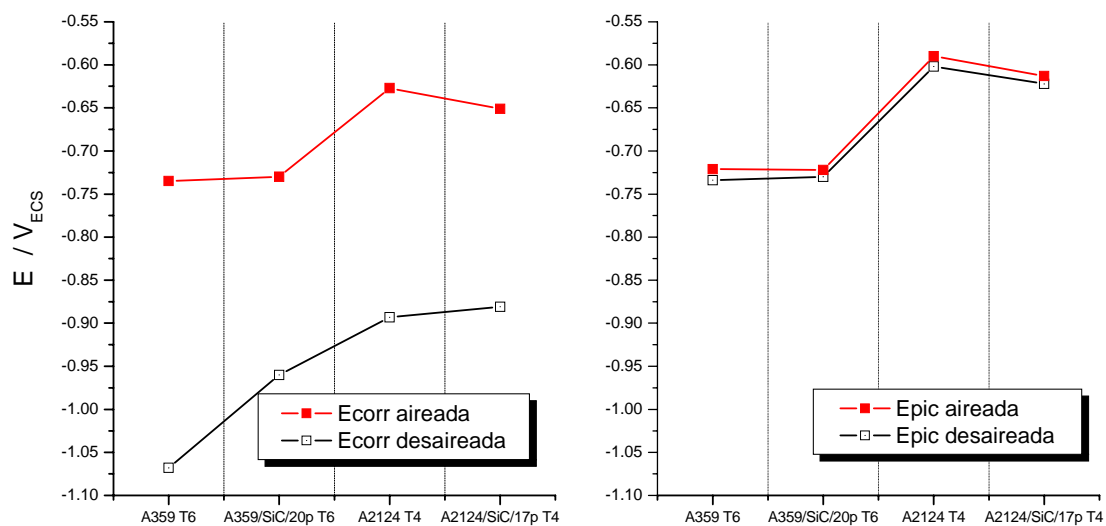


Fig. 5.263. Influencia de la presencia de oxígeno en los potenciales de corrosión y de picadura para los distintos materiales.

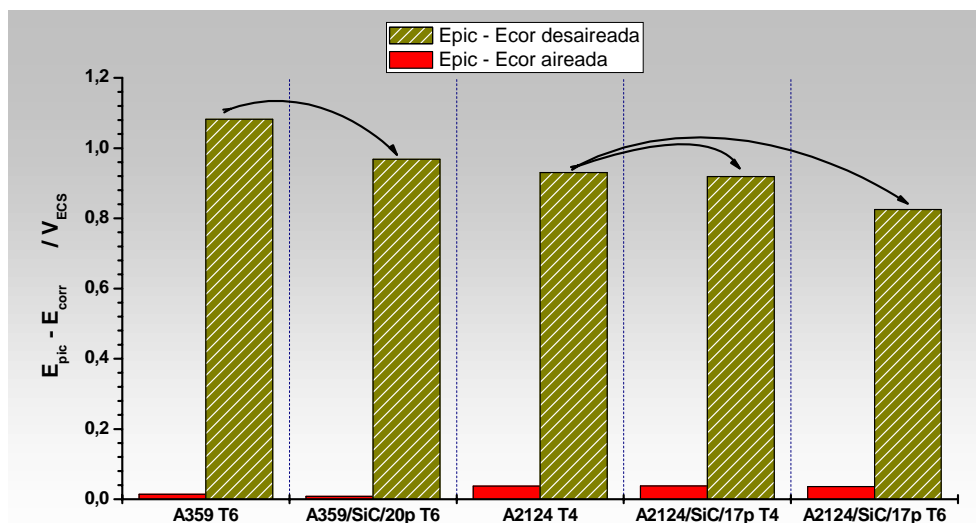


Fig. 5.264. Diferencia entre los potenciales de corrosión y los de picadura para los distintos materiales, en medios aireados y desaireados.

Las fluctuaciones en el potencial en la rama anódica en la disolución desaireada para la aleación A359 T6 (Fig. 5.231) podrían atribuirse a procesos continuos de rotura de la película de óxido protectora y su reparación [Gar94], o a la disolución selectiva de fases más anódicas [ZFr03], como sería el caso de la fase Mg_2Si en esta aleación (Fig. 5.240). La detección mediante microscopía óptica de la fase Mg_2Si en esta aleación, en estado T6, puede justificarse por un posible sobre envejecimiento de la misma, lo que indicaría que los parámetros con los que fue tratada no fueron los correctos.

En el caso del material A2124/SiC/17p T6 en disolución desaireada se observa una pequeña caída del potencial antes de llegar el material al potencial de corrosión (Fig. 5.256). Esta caída se podría corresponder con la disolución de las fases anódicas respecto a la matriz, como podría ser el compuesto Al_2CuMg [ZFr03].

5.6.5.2. Influencia del refuerzo en la resistencia a la corrosión en disoluciones de NaCl

La adición de partículas de SiC ha tenido un efecto desigual en los materiales estudiados. En la aleación A359 el refuerzo ha desplazado los potenciales de corrosión hacia valores más nobles (Figs. 5.231, 5.242 y 5.265), siendo irrelevantes las diferencias relativas en los potenciales de picadura.

El efecto del refuerzo en la variación del potencial de corrosión en los materiales basados en la aleación A2124 ha sido poco significativa (Figs. 5.250, 5.255, 5.256 y 5.265) llevando a los materiales reforzados a potenciales más activos en términos relativos (Fig. 5.266). Esta evolución de E_{corr} supondría disminuir la resistencia a la corrosión [Moo86].

El parámetro que define la resistencia a la corrosión es la densidad de corriente. El incremento de esta variable tiene como consecuencia incrementar la velocidad con la que el metal se disuelve, disminuyendo en consecuencia su resistencia. Este aumento se ha observado para el conjunto de materiales, siendo más relevante para la aleación A2124 en medio desaireado (Fig. 5.265c). Todo ello indica que la adición del refuerzo cerámico puede tener un efecto negativo en la resistencia a la corrosión para estos materiales.

El análisis de los diagramas de Nyquist (Figs. 5.236, 5.245, 5.251 y 5.257) muestra para todos los materiales dos círculos capacitivos, uno a altas frecuencias, asociado a la interfase óxido-electrolito y la resistencia iónica, y otro a frecuencias más bajas, asociado al proceso de corrosión y a la interfase aluminio-electrolito.

Para los dos materiales compuestos y para la aleación A2124 T4 se aprecia igualmente un circuito inductivo a muy bajas frecuencias, asociado a procesos de adsorción en la superficie (Fig. 5.269), ya sea de cloruros [FFe85] o de iones oxígeno O^{2-} [BBD00].

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

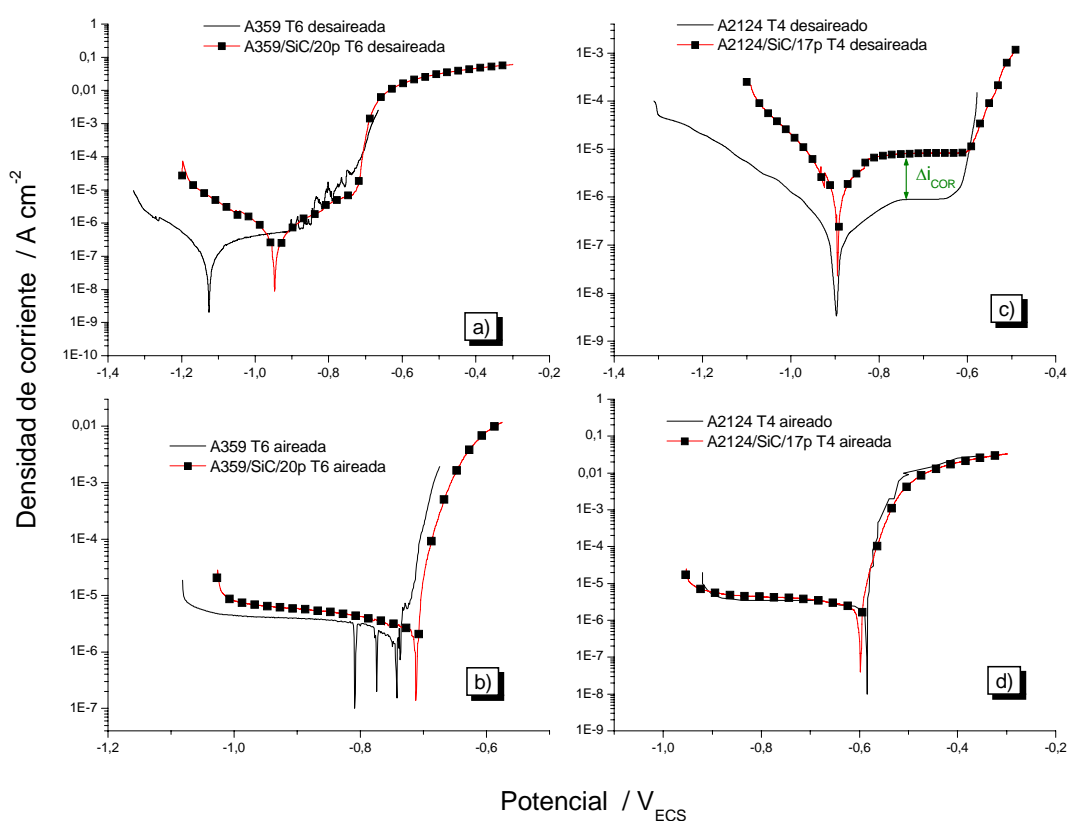


Fig. 5.265. Curvas de polarización en disoluciones de NaCl al 3,5% para: a) materiales de fundición en medio desaireado, b) materiales de fundición en medio aireado, c) materiales de forja en medio desaireado y, d) materiales de forja en medio aireado.

El aplanamiento de los círculos capacitivos en los diagramas de Nyquist (Fig. 5.266) está relacionado con la heterogeneidad de las superficies [LMa85]. Si tenemos en cuenta la heterogeneidad en nuestros materiales, mayor en los de fundición, debido a una distribución más irregular de las partículas de refuerzo y a un mayor tamaño de las mismas en relación a los materiales de forja, se justificaría la mayor depresión en los semicírculos capacitivos en altas frecuencia para dichos materiales (Fig. 5.267).

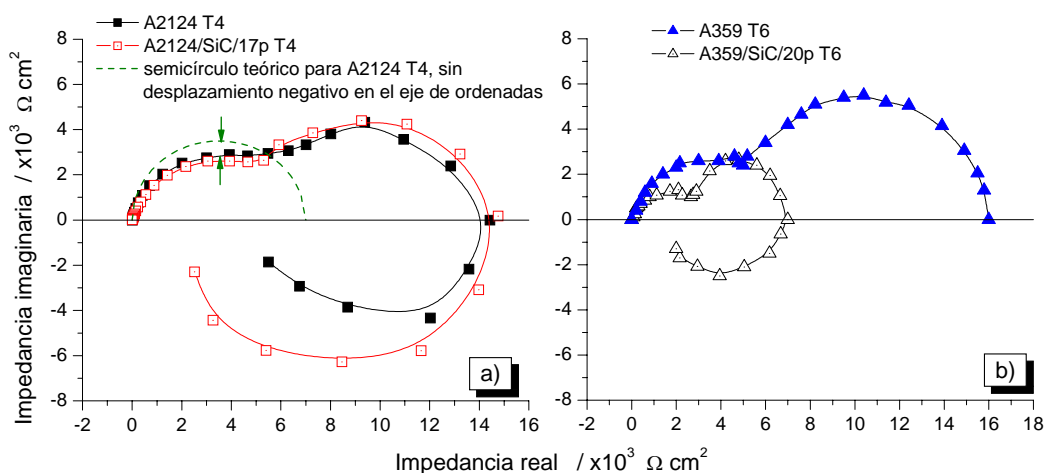


Fig. 5.266. Diagramas de Nyquist en disolución aireada de NaCl al 3,5% y en el E_{corr} para: a) materiales de forja y b) materiales de fundición

La no aparición del arco inductivo en la aleación A359 T6 podría deberse a la gran cantidad de discontinuidades pre-existentes en el material en forma de porosidad, por lo que el efecto de los aniones Cl^- se vería en este caso oculto.

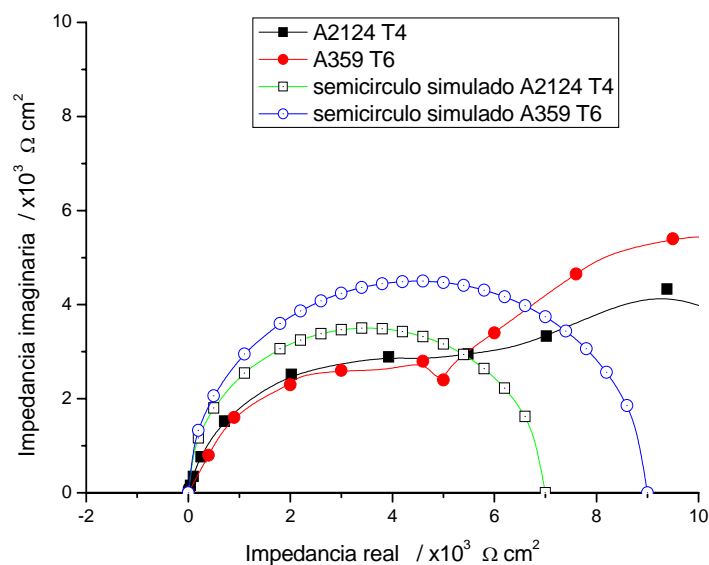


Fig. 5.267. Semicírculos capacitivos de altas frecuencias, simulados y reales, de los diagramas de Nyquist en disolución aireada de NaCl al 3,5% y en el E_{corr} para las aleaciones A2124 T4 y A359 T6.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

El análisis comparativo de los parámetros utilizados en la simulación de los datos de impedancia (tablas 5.48, 5.50, 5.52 y 5.54) muestra unos valores de R_s , o resistencia del electrolito, muy similares en todos los casos (Fig. 5.268c). Los valores de R_3 , o resistencia debida al proceso de adsorción, muestran también una gran igualdad para los distintos materiales (Fig. 5.268d).

La adición del refuerzo de SiC ha provocado la disminución de los valores de R_2 en los materiales compuestos (Figs 5.268a y 5.268b).

Ello es indicativo de una reducción de la resistencia a la corrosión de los materiales compuestos con respecto a sus respectivas aleaciones. Este decremento ha sido mayor para el material A2124 (Fig. 5.268d), siendo poco apreciable en términos relativos para la aleación A359. Estos datos son concordantes con los mencionados de variaciones de los potenciales de corrosión y de picadura (Figs. 5.265 y 5.269).

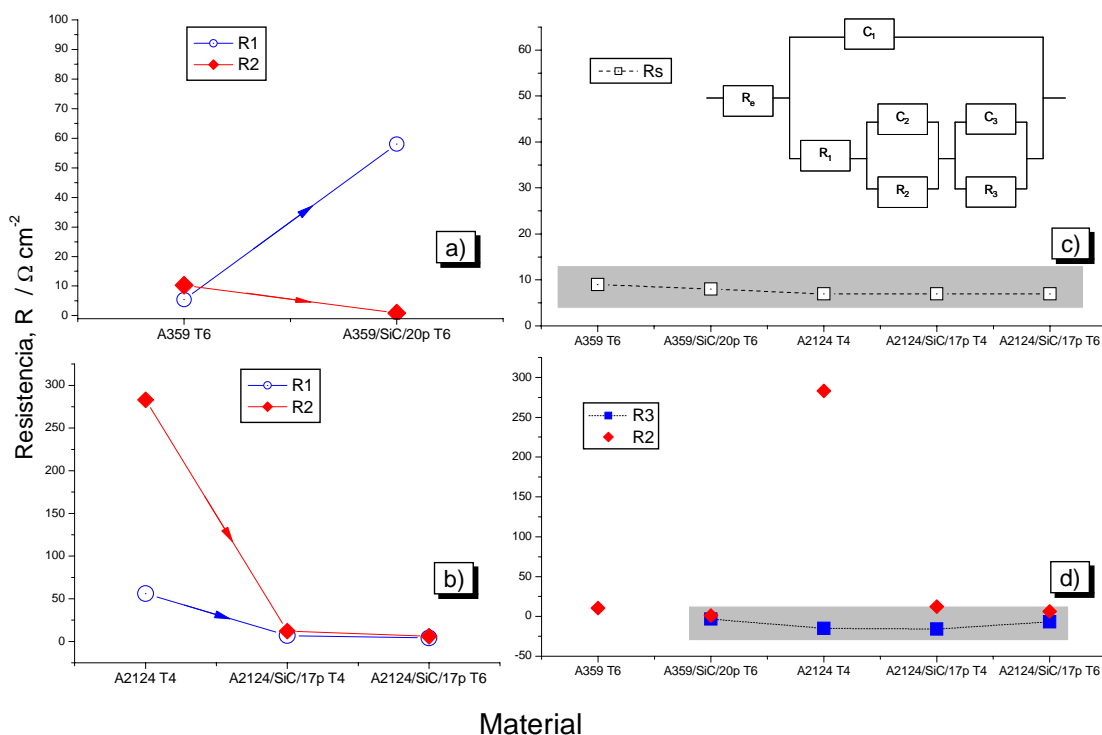


Fig. 5.268. Valores de las resistencias utilizados en la simulación de los datos de impedancia: a) R_1 y R_2 de los materiales de fundición, b) R_1 y R_2 de los materiales de forja, c) R_s y d) R_2 y R_3 .

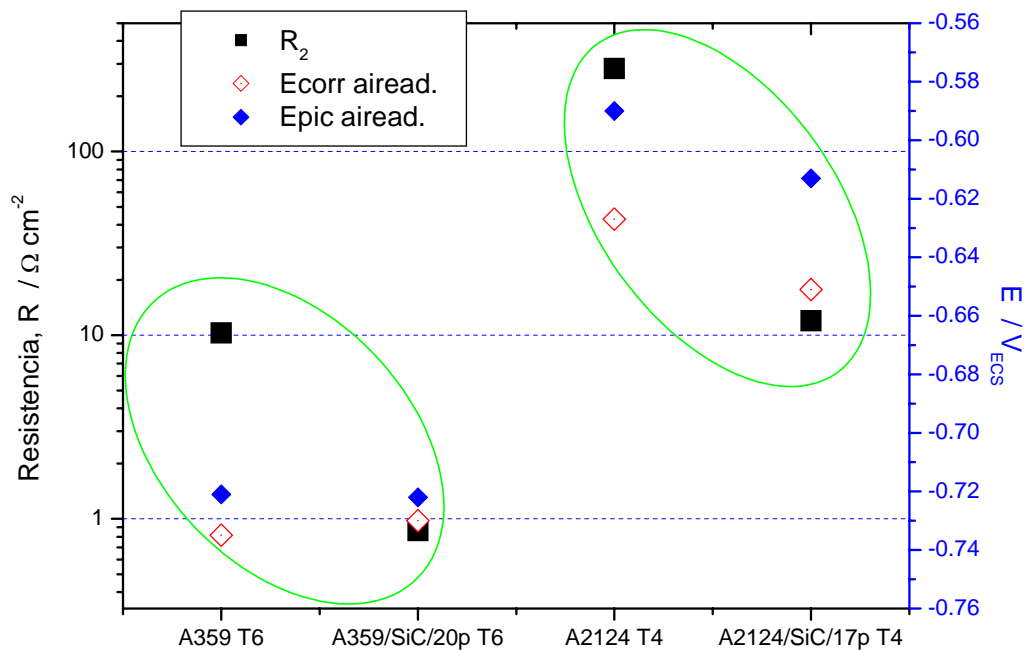


Fig. 5.269. Valores de R_2 y de los potenciales de corrosión y de picadura en medio aireado de los distintos materiales.

La resistencia de transferencia de carga, R_1 , ha experimentado también una variación desigual. En el caso de los materiales de fundición se ha producido un incremento de dicho parámetro (Fig 5.268a), mientras que en el caso de los materiales de forja se ha producido una disminución (Fig 5.268b).

Los valores de la capacidad, C , muestran una variabilidad en el comportamiento de los distintos materiales. Así, para los materiales de fundición se observa una disminución de C_2 con la adición de las partículas de SiC (Fig. 5.270), lo que implicaría una disminución de las especies que se difunden o de las cargas en la capa de transferencia, mientras que para los materiales de forja se advierte un incremento.

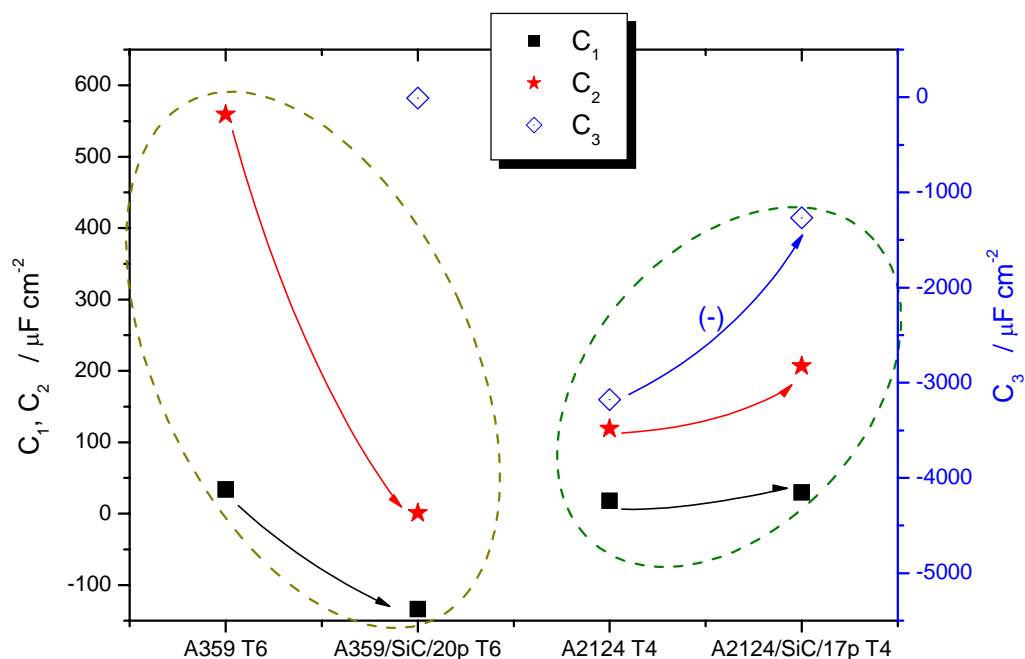


Fig. 5.270. Valores de las capacitancias utilizadas en la simulación de los datos de impedancia.

Para C_3 , que proporciona una medida de la concentración de especies adsorbidas sobre la superficie de los electrodos, se detecta una disminución absoluta de dicho valor para el material A2124 T4. La evolución de la capacidad de doble capa electroquímica, C_1 , sigue una evolución similar a la de C_2 .

El hecho de que la adsorción en el material A359/SiC/20p T6 se revele superior a la de los materiales de forja quizá pueda ser debido a los defectos existentes en el mismo, que incrementarían la superficie real de adsorción para una superficie proyectada equivalente. Este razonamiento entraría en contradicción con el expuesto para explicar la no aparición del arco inductivo en el material A359 T6, por lo que, aún previendo la importancia de los defectos en este comportamiento, no se ha encontrado una explicación al conjunto.

Todos estos resultados nos indican una disminución de la resistencia a la corrosión con la adición de partículas de SiC, siendo mayor esta reducción para el material A2124/SiC/17p T4 en medio aireado.

Esta disminución de la resistencia a la corrosión no puede atribuirse a la formación de Al_4C_3 en la interfase matriz/SiC, que, como ya se ha comentado en otros apartados, no ha sucedido en estos materiales, y que en general sirve para justificar esta reducción en la resistencia a la corrosión de los materiales compuestos reforzados con SiC [SDM01].

El posible carácter catódico de las partículas de SiC con respecto a la matriz de aluminio también se excluye [HLa92], dado el carácter resistivo de este material, con una resistividad muy superior a la de la matriz [DGT06]. La similitud en los potenciales E_{COR} de las aleaciones no reforzadas y de sus respectivos materiales compuestos avalan igualmente este descarte.

En la literatura, no obstante, también se expone el efecto catódico de reducción del oxígeno que tendría el SiC [Arr94], y que favorecería el inicio de la corrosión y, con ello, la formación de picaduras [NRa95], por lo que cabría considerar el SiC como una fase catódica frente a la matriz de aluminio [DGS97].

Otros estudios justifican la disminución de la resistencia a la corrosión con el refuerzo de SiC a la generación de defectos en la interfase partícula-matriz [TNH96], básicamente en forma de micro cavidades. Otro fenómeno que disminuiría la resistencia a la corrosión sería debido al efecto de incremento de tensiones internas ya mencionado en estas regiones (véase A 5.4), tensiones que llevarían al material compuesto a potenciales de picadura más activos [KSk00].

Otros autores responsabilizan de este comportamiento al posible efecto de rotura de la película de óxido protector que podría tener el refuerzo, sobre todo bajo la acción conjunta de iones cloruro [LCI93].

El mecanismo de corrosión básico en todos los materiales estudiados ha sido la formación de picaduras, siendo el diámetro de las mismas mayor en los materiales compuestos que en las aleaciones de aluminio. En determinadas ocasiones las partículas de SiC han

actuado como una barrera frente al avance de la picadura, debido a su baja reactividad y conductividad [SDM01].

El ataque de la fase α en forma de picadura semiesférica (Figs. 5.258) puede justificarse por la rotura de la capa pasiva en presencia de determinados iones, como el ión cloruro, y un posterior desarrollo del ataque por un mecanismo de aireación diferencial [Bai05]. El hecho de que las picaduras sean poco profundas y se distribuyan homogéneamente parece indicar una evolución de las superficies anódicas a catódicas conforme se desarrolla el ataque [FBB00]. Este fenómeno se justifica porque, en las zonas catódicas, la reducción del oxígeno contribuye al incremento del pH y, en consecuencia, se puede destruir la capa pasiva [LCI93]. La acidificación en las picaduras también puede facilitar la corrosión intergranular observada en algunos materiales [AAI00].

Los materiales de fundición presentan los típicos defectos de estos procesos de fabricación, como porosidad y segregación (véase A 5.1), siendo estos lugares zonas propensas a los procesos de corrosión localizada [PMM05]. En estos materiales la corrosión avanza por las regiones eutécticas, debido a la presencia de cristales de Si y de compuestos intermetálicos anódicos, del tipo Mg_2Si , o catódicos con respecto a la matriz, del tipo $AlFeSi$ (Fig. 5.229). Alrededor de estas fases catódicas se produce la disolución de la matriz de aluminio, tanto en disoluciones aireadas como desaireadas, mostrándose en su conjunto como un fenómeno de corrosión intergranular para la aleación no reforzada. En el material compuesto A359/SiC/20p T6 las picaduras siguen este mismo camino.

Las curvas de polarización en la aleación A359 T6 muestran que, antes de alcanzar el E_{PIC} , se producen fluctuaciones en el potencial, probablemente debido a la corrosión de algunos precipitados anódicos.

Los procesos de forja producen materiales con textura, y con un mayor endurecimiento por deformación en la superficie de los

componentes. Estas heterogeneidades hacen la subsuperficie más activa, con unos potenciales de corrosión y de picadura inferiores a los de las regiones más interiores [PAg86], facilitando la corrosión por exfoliación (Fig. 5.252).

Todas las muestras presentan picaduras de geometría esférica y con distintos grados de profundidad y densidad. En una primera etapa la respuesta del sistema sería consecuencia de la ruptura de la película de óxido, que originaría la aparición de dos arcos solapados en las frecuencias altas-medias [Con96].

El ataque se produce como consecuencia de la difusión de iones Cl^- a través de la película de óxido y a la adsorción de estos iones en la película de óxido [MAN01] y en sus zonas defectuosas, impidiendo la reparación de la misma. Esta adsorción queda reflejada por la aparición de un arco inductivo en frecuencias bajas. Por tanto, el proceso de corrosión se encontraría controlado en esta primera etapa por los mecanismos de transferencia de carga que tendría lugar a través de los defectos de la película de óxido.

La disolución del aluminio tendría lugar en zonas localizadas anódicas. Una proporción de los cationes Al^{3+} se hidrolizarían, formando hidróxidos blancos en la superficie del material, incrementando localmente la acidificación por la producción de protones. Esta acidificación favorece la reducción local de protones y el proceso de adsorción de hidrógeno.

Una vez iniciado el ataque en estas zona más débiles, el avance del mismo tendría lugar a través de los límites de grano de la fase α . En el caso de los materiales compuestos puede verse favorecido por la ya expuesta precipitación preferencial de los compuestos intermetálicos en la interfase matriz/refuerzo. Ello justifica el avance de la corrosión a través de las regiones con mayor presencia de las partículas de SiC.

Esta misma precipitación genera una región con menor contenido de Mg (materiales A359 y A359/SiC/20p) o de Cu (materiales A2124 y

A2124/SiC/17p) en solución sólida en la matriz de aluminio, empobrecida en dichos elementos con respecto al resto del grano.

Para los materiales basados en la aleación A2124, esta disminución de la cantidad de cobre comporta que estas regiones sean anódicas con respecto al interior de los granos, con mayor contenido en cobre [BBu05], favoreciéndose con ello el ataque a través de estas zonas.

Otro aspecto a tener en cuenta sería el tamaño y distribución del refuerzo. En el caso del material A2124/SiC/17p las partículas de SiC son de pequeño tamaño y de distribución homogénea (véase capítulo 5.1), mientras que para el material A359/SiC/20p las partículas son de mayor tamaño y su distribución más irregular.

Esto comporta unas zonas de precipitación más homogéneas para el material de forja que para el material de fundición.

Dado que estas zonas son los caminos preferentes para el avance de la corrosión, la tendencia sería una corrosión más homogénea y con picaduras menos profundas en el material de forja (Fig. 5.258) que en los materiales de fundición (Fig. 5. 237). En estos últimos se produce el avance entorno al silicio eutéctico y las partículas de refuerzo, lo que facilita un avance en mayor profundidad (Fig. 5.271).

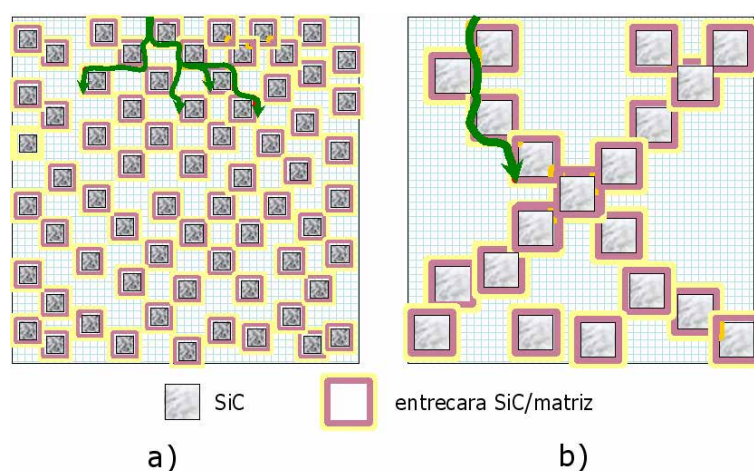


Fig. 5.271. Avance de la corrosión en: a) material con partículas de refuerzo pequeñas y distribución homogénea, b) material con partículas de refuerzo grandes y distribución irregular.

5.6.5.3. Influencia de los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión en disoluciones de NaCl.

Los tratamientos térmicos efectuados a los distintos materiales han tenido como efecto la precipitación de las fases intermedias y de los compuestos intermetálicos propios de cada sistema estudiado (véase A 5.2).

Una consecuencia de estas precipitaciones ha sido, como ya se ha descrito, la de generar regiones empobrecidas en los elementos disueltos, provocando una sensibilización de los materiales. Así, la secuencia de precipitación de compuestos del tipo Al_2Cu o Al_2CuMg en las aleaciones de forja, produce una sensibilización en bordes de grano, que se harían más anódicos con respecto al resto de la matriz [MCG90], [BBu05], por lo que estas regiones se convertirían en los caminos propicios para el avance de la corrosión [SLW06].

En los materiales de fundición, la secuencia de precipitación de la fase Mg_2Si sería la responsable del empobrecimiento en Mg en los bordes de grano, volviéndolos anódicos con relación a las zonas adyacentes [SUM99].

Si bien para los materiales de fundición únicamente se han efectuado estudios de corrosión en estado T6, en el caso de los materiales compuestos de forja se ha dispuesto de muestras en los estados T4 y T6, habiéndose observado diferencias entre ambos estados metalúrgicos.

Mientras el potencial de corrosión en medio aireado no experimentó variaciones importantes entre las aleaciones monolíticas y los materiales compuestos, en medio desaireado si se ha observado una variación substancial según el tipo de material y el tratamiento térmico.

Se comprueba que, en estado T4, los potenciales de corrosión y de picadura para el material A2124/SiC/17p en medio aireado son muy similares a los de la aleación A2124. Sin embargo, para el material

compuesto en estado T6 se observa una disminución de los distintos potenciales con respecto al estado T4, llevándolos a valores menos nobles (Tabla 5.53). Esta variación es mucho más evidente en medio desaireado, con disminuciones notables del valor del potencial de corrosión (Fig. 5.272).

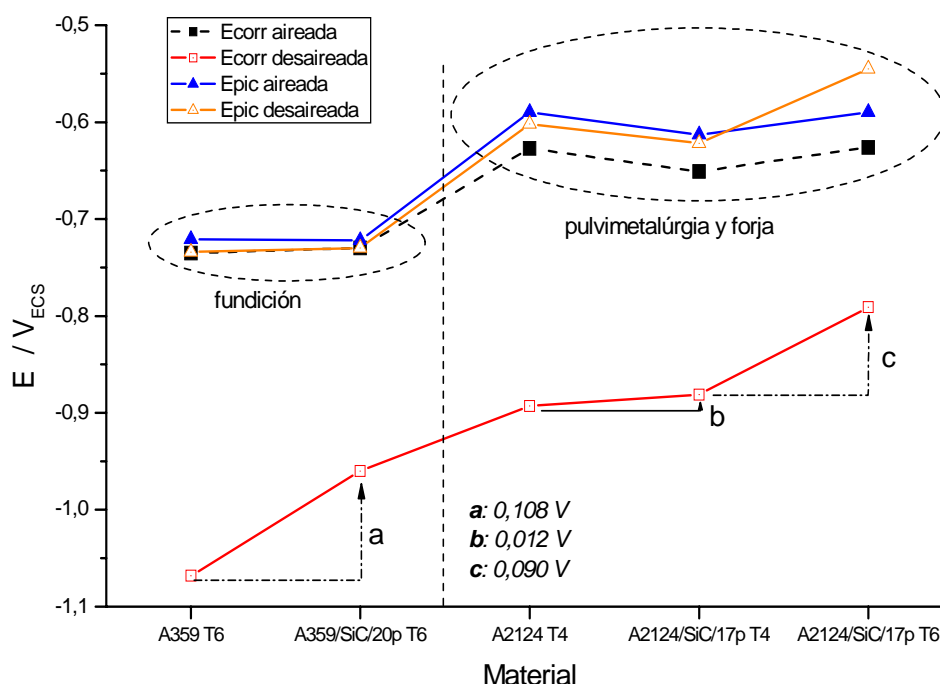


Fig. 5.272. Influencia de los tratamientos térmicos en los potenciales de corrosión y de picadura.

Los parámetros obtenidos mediante espectroscopía de impedancia electroquímica han proporcionado unos valores de la resistencia R_2 significativamente menores para los materiales compuestos, siendo algo inferior para el material en estado T6 (Tabla 5.54). Ello nos indicaría una menor resistencia a la corrosión de los materiales compuestos. Dado que el tratamiento térmico T6 incrementa el grado de sensibilización previamente descrito, el material A2124/SiC/17p T6 se mostrará, con respecto al mismo material en estado T4, más sensibilizado a la corrosión, con mayor tendencia a la presencia de picaduras y con un mayor avance [MCG90].

Los valores de la capacidad C_2 , que proporciona una medida de la concentración de las especies que intervienen en las reacciones,

tienen un ligero incremento para el material en estado T6 (Fig. 5.273), lo que nos indica una mayor cantidad de fases catódicas en los materiales con envejecimiento artificial.

Los valores de C_3 , que indican la concentración de especies adsorbidas en la superficie de los electrodos [FFe85], son superiores para el material en estado T4 que en estado T6, y podrían revelar una mayor presencia de iones Cl^- en la superficie de los materiales en estado de envejecimiento natural.

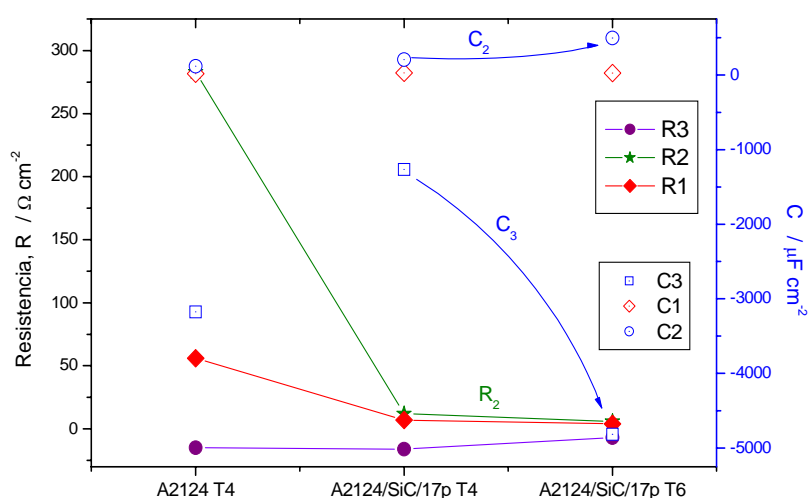


Fig. 5.273. Valores de las capacitancias y de las resistencias utilizadas en la simulación de los datos de impedancia para los materiales de forja.

5.6.6. Conclusiones

1. Las aleaciones de aluminio A2124 T4 y A359 T6, así como los materiales compuestos A2124/SiC/17p T4 y A359/SiC/20p T6 presentan un potencial de picadura más noble en medio aireado que en medio desaireado.
2. La resistencia a la corrosión de los materiales compuestos es inferior a la de las respectivas aleaciones no reforzadas. Esta diferencia es mayor para los materiales de forja.
3. Las partículas de SiC no actúan como cátodo en el proceso de corrosión. La influencia del refuerzo en la corrosión se limita a contribuir a la precipitación localizada de compuestos intermetálicos y a la generación de tensiones en las interfases matriz/refuerzo.
4. En los materiales A359 y A359/SiC/20p las picaduras avanzan a través del microconstituyente eutéctico, debido a la presencia de silicio y de compuestos intermetálicos en estas regiones.
5. En los materiales A2124 y A2124/SiC/17p el avance de las picaduras se desarrolla en torno a las partículas de SiC, debido a los compuestos intermetálicos precipitados y a las tensiones residuales en estas zonas.
6. En el material A2124/SiC/17p, los tratamientos térmicos de envejecimiento artificial proporcionan una resistencia a la corrosión inferior a la proporcionada por el tratamiento de envejecimiento natural, debido a la mayor presencia de fases catódicas.

